Über dieses Buch

Dies ist ein digitales Exemplar eines Buches, das seit Generationen in den Regalen der Bibliotheken aufbewahrt wurde, bevor es von Google im Rahmen eines Projekts, mit dem die Bücher dieser Welt online verfügbar gemacht werden sollen, sorgfältig gescannt wurde.

Das Buch hat das Urheberrecht überdauert und kann nun öffentlich zugänglich gemacht werden. Ein öffentlich zugängliches Buch ist ein Buch, das niemals Urheberrechten unterlag oder bei dem die Schutzfrist des Urheberrechts abgelaufen ist. Ob ein Buch öffentlich zugänglich ist, kann von Land zu Land unterschiedlich sein. Öffentlich zugängliche Bücher sind unser Tor zur Vergangenheit und stellen ein geschichtliches, kulturelles und wissenschaftliches Vermögen dar, das häufig nur schwierig zu entdecken ist.

Gebrauchsspuren, Anmerkungen und andere Randbemerkungen, die im Originalband enthalten sind, finden sich auch in dieser Datei – eine Erinnerung an die lange Reise, die das Buch vom Verleger zu einer Bibliothek und weiter zu Ihnen hinter sich gebracht hat.

Nutzungsrichtlinien

Google ist stolz, mit Bibliotheken in partnerschaftlicher Zusammenarbeit öffentlich zugängliches Material zu digitalisieren und einer breiten Masse zugänglich zu machen. Öffentlich zugängliche Bücher gehören der Öffentlichkeit, und wir sind nur ihre Hüter. Nichtsdestotrotz ist diese Arbeit kostspielig. Um diese Ressource weiterhin zur Verfügung stellen zu können, haben wir Schritte unternommen, um den Missbrauch durch kommerzielle Parteien zu verhindern. Dazu gehören technische Einschränkungen für automatisierte Abfragen.

Wir bitten Sie um Einhaltung folgender Richtlinien:

+ *Nutzung der Dateien zu nichtkommerziellen Zwecken* Wir haben Google Buchsuche für Endanwender konzipiert und möchten, dass Sie diese Dateien nur für persönliche, nichtkommerzielle Zwecke verwenden.

+ *Keine automatisierten Abfragen* Senden Sie keine automatisierten Abfragen irgendwelcher Art an das Google-System. Wenn Sie Recherchen über maschinelle Übersetzung, optische Zeichenerkennung oder andere Bereiche durchführen, in denen der Zugang zu Text in großen Mengen nützlich ist, wenden Sie sich bitte an uns. Wir fördern die Nutzung des öffentlich zugänglichen Materials für diese Zwecke und können Ihnen unter Umständen helfen.

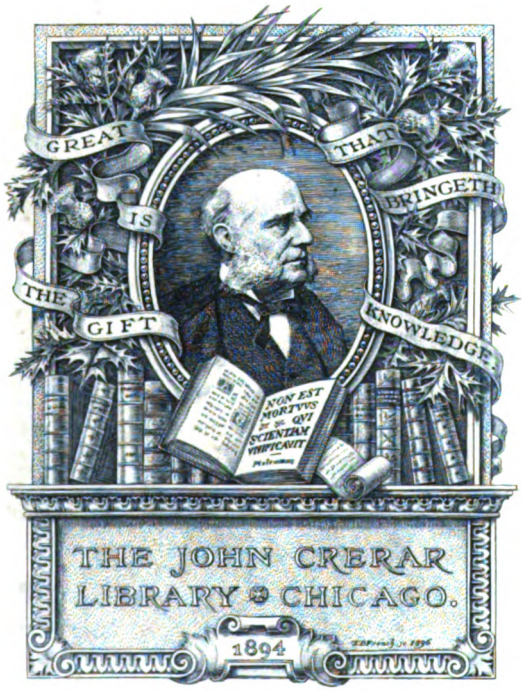
+ *Beibehaltung von Google-Markenelementen* Das "Wasserzeichen" von Google, das Sie in jeder Datei finden, ist wichtig zur Information über dieses Projekt und hilft den Anwendern weiteres Material über Google Buchsuche zu finden. Bitte entfernen Sie das Wasserzeichen nicht.

+ *Bewegen Sie sich innerhalb der Legalität* Unabhängig von Ihrem Verwendungszweck müssen Sie sich Ihrer Verantwortung bewusst sein, sicherzustellen, dass Ihre Nutzung legal ist. Gehen Sie nicht davon aus, dass ein Buch, das nach unserem Dafürhalten für Nutzer in den USA öffentlich zugänglich ist, auch für Nutzer in anderen Ländern öffentlich zugänglich ist. Ob ein Buch noch dem Urheberrecht unterliegt, ist von Land zu Land verschieden. Wir können keine Beratung leisten, ob eine bestimmte Nutzung eines bestimmten Buches gesetzlich zulässig ist. Gehen Sie nicht davon aus, dass das Erscheinen eines Buchs in Google Buchsuche bedeutet, dass es in jeder Form und überall auf der Welt verwendet werden kann. Eine Urheberrechtsverletzung kann schwerwiegende Folgen haben.

Über Google Buchsuche

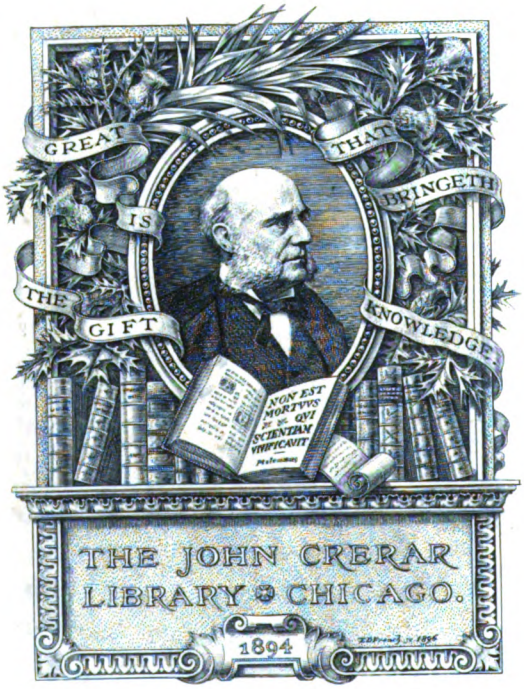
Das Ziel von Google besteht darin, die weltweiten Informationen zu organisieren und allgemein nutzbar und zugänglich zu machen. Google Buchsuche hilft Lesern dabei, die Bücher dieser Welt zu entdecken, und unterstützt Autoren und Verleger dabei, neue Zielgruppen zu erreichen. Den gesamten Buchtext können Sie im Internet unter `http://books.google.com` durchsuchen.

Digitized by Google



Digitized by Google

Digitized by Google



Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

MITTEILUNGEN
DES INTERNATIONALEN VERBANDES FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

BAND II
MAI 1910 — MAI 1913.

II. TEIL:

DER VI. KONGRESS

ABGEHALTEN IN NEW YORK IN DER ZEIT VOM 3. BIS 7. SEPTEMBER 1912.

I. ABSCHNITT:

RÜCKBLICK. — ORGANISATION DES KONGRESSES. — ERSTE UND ZWEITE VOLLVERSAMMLUNG. — BERICHTE ÜBER METALLE UND VERHANDLUNGEN DER SEKTION A.

HERAUSGEGEBEN VOM INTERNATIONALEN VERBANDE FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK. GENERALSEKRETARIAT: WIEN, II., NORDBAHNSTRASSE 50.

KOMMISSIONSVERLAG: J. SPRINGER, BERLIN UND M. O. WOLFF, ST. PETERSBURG.

Digitized by Google

THE
JOHN CREAR
LIBRARY

Digitized by Google

INHALTS-VERZEICHNIS

DES ERSTEN ABSCHNITTES DER VERÖFFENTLICHUNGEN DES VI. KONGRESSES.

(Rückblick, Organisation des Kongresses, erste und zweite Vollversammlung, Berichte und Verhandlungen über Metalle A).

(Siehe auch Namen-Register am Schlusse dieses Abschnittes.)

A, B, C bedeuten die Protokolle der 3 Sektionen. Die eingeklammerten Ziffern bezeichnen die Nummer des Heftes der „Mitteilungen", in welcher die betreffende Veröffentlichung erschienen ist. Die römischen Ziffern bezeichnen die einzelnen Berichte.

Seite

Druckfehler und Berichtigungen zum I. Abschnitt. (16)

Rückblick auf den VI. Kongreß (16) 1

Organisation des Kongresses (16):

Protektor des Kongresses 1
Organisationskomitee 1
Der Vorstand des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik 3
Das Bureau der Vollversammlung und der Sektionen 4
Das Resolutionskomitee 5
Die Vertreter der Behörden und Körperschaften 7
Die Kongreßmitglieder 17
Die an dem Kongreß teilnehmenden Damen 32

Erste Vollversammlung (Eröffnungssitzung) (16):

Begrüßungsrede des H. R. W. Hunt, Präsidenten des Amerikanischen Verbandes 1
Rede des H. Generals William H. Bixby, Vertreter Sr. Exz. des Präsidenten der Vereinigten Staaten 2
Rede Sr. Exz. H. John A. H. Dix, Gouverneur des Staates New York . . 4
Rede des H. William Prendergast, Vertreter des Oberbürgermeisters von New York 6
Festrede des H. Prof. H. M. Howe, Präsidenten des Internationalen Verbandes 10
Ankündigungen 25

Zweite Vollversammlung (Schlußsitzung) (16):

Begrüßungstelegramm an den Protektor Exz. W. H. Taft, Präsidenten der Vereinigten Staaten 1
Aufruf an Behörden und Industrien 1
Statutenänderung 1
Bericht der Kassarevisoren 2
Kongreßbeschlüsse über technische Fragen 2
Wahl des nächsten Kongreßortes 6
Wahl des Präsidenten 8
Zusammensetzung des neugewählten Vorstands 9
Begrüßungsschreiben an Frau Ch. B. Dudley 8
Dank- und Schlußreden 9

Digitized by Google

Die dem VI. Kongreß vorgelegten Berichte über Metal'e (A):

I. Spezialstähle.

Mechanische Versuche mit Spezialstählen für Schiffbauten. Von **Leonardo Fea**, Rom. (11) — Diskussion A, p. 113 . . . I_1

II. Metallographie (Legierungen).

Bericht über die Fortschritte der Metallographie seit Beginn des Jahres 1909 bis zum Ende des Jahres 1911. Von Prof. **E. Heyn**, Berlin-Lichterfelde. (11) — Diskussion A, p. 169 . . . II_1

„Schlacken-Einschlüsse". Von Dr. **Walter Rosenhain**, Teddington. (10) — Diskussion A, p. 11 . . . . . II_2

Über das Zusammenschweißen von Blasen und Hohlräumen in Stahlblöcken. Von Dr. **J. E. Stead**, Middlesborough. Mit Bemerkungen von Prof. **H. M. Howe**, New York. (11) — Diskussion A, p. 80 . . . . . II_3

Die Lebensgeschichte des voreutektoidischen Cementites. Von Prof. **H. M. Howe** und **A. G. Levy**, New York. (13) — Diskussion A, p. 179 . . . . . II_4

Die Umwandlung des Eisens unterhalb 700°. Von **Felix Robin**, Paris. (8) — Diskussion A, p. 178 . . . . . II_5

Bemerkungen über das Wachsen der Ferritkristalle unterhalb ihres thermischen Umwandlungspunktes. Von **A. Sauveur**, Cambridge, Mass. (11) — Diskussion A, p. 141 . . . . . II_6

Die Nomenklatur der mikroskopischen Gefügebestandteile von Stahl und Gußeisen. Kommissionsbericht von Prof. **H. M. Howe** und **A. Sauveur**, New York. (13) — Diskussion A, p. 175 . . II_7

Die Nützlichkeit einer metallographischen Nomenklatur. Von **Felix Robin**, Paris. (8) — Diskussion A, p. 177 . . . . . II_8

Über die elektrische Zerstäubung der Metalle und ihre Anwendungsmöglichkeit für Prüfungszwecke. Von Dr. **Karl Benedicks**, Stockholm. (10) — Diskussion (siehe Berichtigungen) II_9

Die festen nichtmetallischen Verunreinigungen im Stahl (Sonims). Von **Henry D. Hibbard**, Plainfield, N. Y. (13) — Diskussion A, p. 12 II_{10}

Mikrographische Studien. Von der **Prüfungsstation für Metalle der Paris-Lyon-Mediterranée-Bahn**, Paris. (8) — Diskussion A, p. 177 II_{11}

Bildung von Legierungen durch Übereinanderlagerung. Von **Henry Le Chatelier**, Paris. (8) — Diskussion A, p. 116 . . . II_{12}

Über einige Phosphormetalle. Von **Pierre Jollibois**, Paris. (10) — Diskussion A, p. 115 . . . . . II_{13}

Über einige neue mikrographische Beobachtungen beim Kupfer. Von **Dr. H. Baucke**, Amsterdam. (11) — Diskussion A, pag. 127 II_{14}

Die industrielle Anwendung der mikroskopischen Metallographie zur Kontrolle der Bearbeitung von Kupfer und Messing. Von **C. Grard**, Paris. (11) — Diskussion A, p. 115 . . . . . II_{15}

Experimentalproben mit Weißmetallen für Maschinen. Von **Nino Pecoraro**, Spezia. (13) — Diskussion A, p. 117 . . . . . II_{16}

Digitized by Google

Die magnetischen Eigenschaften der Legierungen der ferromagnetischen Metalle: Eisen-Nickel, Nickel-Kobalt, Kobalt-Eisen. Von Professor Dr. **P. Weiß,** Zürich. (11) — Diskussion A, p. 70 II_{17}

Einheitliche Vergrößerungen für Mikrophotographien. Von **M. T. Lothrop** und **C. R. Bulley,** Syracuse, N. Y. (11) — Diskussion A, p. 176 . . . . . II_{18}

Die Konstitution des Gußeisens und die Wirkungen überhitzten Dampfes auf Gußeisen. Von **W. Campbell** und **J. Glassford,** New York. (13) — Diskussion A, p. 95 . . . . . II_{19}

Über den Angriff beanspruchter Metalle durch Elektrolyte. Von **H. Baucke,** Amsterdam. (13) — Diskussion A, p. 36 . . . . . II_{20}

III. Härteprüfung.

Härteprüfung und Widerstand gegen mechanische Abnützung. Offizieller Bericht zur Hauptfrage von **E. H. Saniter,** Moorgate, Rotherham. (9) — Diskussion A, p. 1 . . . . . III_1

Untersuchungen über die Härte des Stahles. Von Capit. **C. Grard,** Paris. (9) — Diskussion A, p. 4 . . . . . III_2

Bemerkungen über die Abnützung der Bronzen. Von **A. Portevin,** Paris und **E. Nusbaumer,** Jeumont. (8) — Diskussion A, p. 120 III_4

Über Härteproben und Proben zur Bestimmung der Elastizitätsgrenze und der spezifischen Schlagarbeit. Von **R. Guillery,** Paris. (11) — Diskussion A, p. 3 . . . . . III_5

Abschleifversuche mit Stahl. Von **Felix Robin,** Paris. (9) — Diskussion A, p. 3 . . . . . III_6

IV. Schlagproben.

Bericht über die Frage der Schlagproben und die Arbeiten der Kommission 26. Von **G. Charpy,** Montluçon. (9) — Diskussion A, p. 5, 34 . . . . . IV_1

Ergänzte Anträge der Kommission 26. Von **G. Charpy,** Montluçon. (13)

Kerbschlagproben mit Metallen. Von **Ch. Frémont,** Paris. (9) — Diskussion A, p. 6, 27 . . . . . IV_2

Einige Beobachtungen über die Brüchigkeitsprobe. Von **M. Derihon,** Jeumont. (9) — Diskussion A, p. 7 . . . . . IV_3

Kerbschlagproben mit zähen Stahlsorten. Von Dr. techn. **August Geßner,** Pilsen. (9) — Diskussion A, p. 6 . . . . . IV_4

Spezifische Schlagarbeit. Aus der **Versuchsanstalt der Eisenbahn-Gesellschaft Paris-Lyon-Mediterranée,** Paris. (9) — Diskussion A, p. 10 . . . . . IV_5

Über den Einfluß der Stabform und der Behandlung des Metalles auf die Resultate bei der Kerbschlagbiegeprobe. Von Dr. **A. Schmid,** Zürich. (8) — Diskussion A, p. 6, 34 . . IV_6

Digitized by Google

Studie über die Theorie eines Apparates für Schlagzerreißproben und über die Versuchsfehler bei Verwendung dieses Apparates. Von **Nicolas Davidenkoff,** St. Petersburg. (10) — Diskussion A, p. 11, 49 . . . . . IV7

Automatische Registrierung der Beziehung zwischen Druckkraft und Deformation der Materialien während des Schlages. Von Fürst **Andreas Gagarin,** St. Petersburg. (9) — Diskussion A, p. 80, 114 . . . . . IV8

Über das Verhalten des Kupfers bei der Kerbschlagbiegeprobe. Von Dr. **H. Baucke,** Amsterdam. (9) — Diskussion A, p. 134 . . IV9

V. Dauerbeanspruchung.

Neuere Untersuchungen über den Widerstand der Metalle gegen abwechselnde Beanspruchungen, ausgeführt im National Physical Laboratory zu Teddington, England. Von Dr. **T. E. Stanton,** Teddington. (9) — Diskussion A, p. 69 . . V1

Dauerversuche mit Maschinenstahl. Von **J. O. Roos af Hjelmsäter,** Stockholm, Schweden. (9) — Diskussion A, p. 58 . . . . . V2a

Einige statische und dynamische Dauerproben. Von **J. O. Roos af Hjelmsäter,** Stockholm, Schweden. (9) — Diskussion A, p. 58 V2b

Ermüdung der Metalle. Von **O. Boudouard,** Paris. (8) — Diskussion A, p. 69 . . . . . V3

Dauerversuche I. Untersuchung über eine für die Praxis brauchbare Dauerprobe. Von **J. B. Kommers,** Madison. (13) — Diskussion A, p. 68 . . . . . V4a

Dauerversuche II. Vorschlag für einen Qualitätsfaktor und für eine Normenprobe mit Versuchsergebnissen unter Verwendung von verschiedenen Materialien. Von **J. B. Kommers,** Madison. (13) — Diskussion A, p. 68 . . . . . V4b

VI. Gußeisen.

Die mechanische Prüfung des Gußeisens nach den bei anderen Metallen üblichen Verfahren. Offizieller Bericht von **A. Damour,** Baryad. (9) — Diskussion A, p. 98 . . . . . VI1

Über Prüfungsverfahren für Gießerei-Roheisen. Von **Josef Kail,** Budapest, (9) — Diskussion A, p. 99 . . . . . VI2

Eine neue mechanische Untersuchungsmethode für Gußeisen. Von **Ch. Frémont,** Paris. (9) — Diskussion A, p. 111 . . . . VI3

Untersuchung über den Einfluß der Form des Probestabes auf die mechanischen Eigenschaften des Gußeisens. Vorgelegt von Dr. **J. E. Stead,** Middlesborough. (8) — Diskussion A, p. 98 VI4

Ein Vorschlag zur Herstellung von Versuchsstäben aus härtbarem Guß (Schalenguß). Von **Thos. D. West,** Cleveland. (10) — Diskussion A, p. 112 . . . . . VI5

Typisch amerikanische Verwendungsarten des Gußeisens und die auf sie anwendbaren Prüfverfahren. Von **John Jermain Porter,** Staunton, Va. (11) — Diskussion A, p. 98 . . . . . VI6

Digitized by Google

Kommerzielle Bestrebungen bei Ausführung von schmiedbarem Guß. Von Dr. **R. Moldenke**, Watchung. (11) — Diskussion A, p. 113 VI7

VII. Einfluß erhöhter Temperatur und der Bearbeitung auf die Eigenschaften der Metalle.

Einfluß hoher Temperaturen auf die physikalischen Eigenschaften einiger Legierungen. Von **J. M. Bregowsky** und **L. W. Spring**, Chicago. (13) — Diskussion A, p. 127 . . . . . VII1

Über einige mechanische Eigenschaften der Metalle bei höheren Temperaturen. Von **F. Robin**, Paris. (9) — Diskussion A, p. 70 VII2

Veränderung der Härte der Stähle mit der Temperatur. Von **Felix Robin.** (10) — Diskussion A, p. 70 . . . . . VII3

Die Änderung der mechanischen Eigenschaften und der Struktur einiger zwischen 600° — 1000° C ausgeglühter Werkzeugstähle. Von **Sigismund Fábry**, Diósgyör. (10) — Diskussion A, p. 113 VII4

Untersuchung der aus den Zementierungsmitteln entweichenden Gase. Von **de Nolly** und **Veyret**, St. Chamond. (10) — Diskussion A, p. 114 . . . . . VII5

Wirkung der Kaltbearbeitung von Metallen auf ihre physikalischen Eigenschaften. Von **W. R. Webster**, Bridgeport. (13) — Diskussion A, p. 115 . . . . . VII6

VIII. Schweißen.

Neues Verfahren zur Prüfung von geschweißtem Material. Von **Ch. Frémont**, Paris. (10) — Diskussion A, p. 135 . . . . . VIII1

Das Wesen des Schweißens von Stahlgattungen und ihre praktische Anwendung. Von **M. Bermann**, Budapest. (11) — Diskussion A, p. 139 . . . . . VIII2

Das Wesen des autogenen Schweißens von Stahl- und Eisengattungen und ihre praktische Anwendung. Von **M. Bermann**, Budapest. (11) — Diskussion A, p. 139 . . . . . VIII3

IX. Magnetische und elektrische Eigenschaften.

Die magnetischen und elektrischen Eigenschaften der Materialien in Beziehung zu ihrer mechanischen Prüfung. Von **Charles W. Burrows**, Washington. (8) — Diskussion A, p. 65 . . . . IX1

Die Zugfestigkeit von Flußstahl in ihrer Beziehung zur magnetischen und anderen Härteprüfungen. Von **Ralph P. Devries.** (10) — Diskussion A, p. 65 . . . . . IX2

Beziehungen zwischen dem Gefüge und den elektrischen Eigenschaften der Legierungen. Von **W. Broniewski**, Paris. (9) — Diskussion A, p. 119 . . . . . IX3

Beitrag zur Kenntnis der Beziehungen zwischen der Temperatur und den magnetischen Eigenschaften des Eisens und des Stahles. Aus dem Chemischen Laboratorium der Werke **Schneider & Co.**, Le Creusot. (11) — Diskussion A, p. 66 . . IX4

Digitized by Google

Über die magnetischen Eigenschaften der im Dynamobau verwendeten Eisenbleche. Von **de Nolly** und **Veyret**, St. Chamond. (9) — Diskussion A, p. 69 . . . . . IX$_5$
Elektrische Widerstandsfähigkeit der Spezialstähle. Von **O. Boudouard**, Paris. (10) — Diskussion A, p. 114 . . . . . IX$_6$
Über die Bestimmung der Tiefe von Rissen in Materialien, welche die Elektrizität leiten. Von **O. Gallander**, Örebro (Schweden). (11) — Diskussion A, p. 71, 79 . . . . . IX$_7$
Thermoelektrische Anzeichen von Zugbeanspruchungen als Prüfmethode. Von **P. R. Lawson** und **J. A. Capp**, Schenectady, N. Y. (13) — Diskussion A, p. 140 . . . . . IX$_8$

X. Verschiedenes über Metallprüfung.

Verfahren zur Schnellbestimmung des Kohlenstoffgehaltes von Flußeisen, Stahl, Gußeisen und Ferrolegierungen. Von **H. de Nolly**, St. Chamond. (8) — Diskussion (siehe Berichtigungen) X$_1$
Neues Verfahren zur Prüfung von Stahldrähten. Von **Ch. Frémont**, Paris. (9) — Diskussion A, p. 135 . . . . . X$_2$
Neues Prüfungsverfahren für Flußeisenröhren. Von **Ch. Frémont**, Paris. (10) — Diskussion A, p. 45 . . . . . X$_3$
Neues Prüfungsverfahren für Nieteisen. Von **Ch. Frémont**, Paris (8) — Diskussion A, 134 . . . . . X$_4$
Über die Bruchfestigkeit zylindrischer Röhren. Von **M. Malaval**, Paris. (11) — Diskussion A, p. 67 . . . . . X$_5$
Über ein Mittel, Schienenbrüche im voraus zu erkennen. Von **A. Mesnager**, Paris. (10) — Diskussion A, p. 71 . . . . . X$_6$
Erprobung von Schienen auf Dehnung und Zähigkeit mittels der Schlagprobemaschine. Von Dr. **P. H. Dudley**, New York. (11) — Diskussion A, p. 72 . . . . . X$_7$
Bericht über die Fortschritte bei der Erprobung von Stahlschienen. Von **James E. Howard**, Washington (9) — Diskussion A, p. 72 . . . . . X$_8$
Über amerikanische Schienenverhältnisse. Von **J. P. Snow**, Boston, Mass. (11) — Diskussion A, p. 71 . . . . . X$_9$
Gewähr für fehlerfreie Stahlschienen. Von **R. W. Hunt**, Chicago. (13) — Diskussion A, p. 74 . . . . . X$_{10}$
Amerikanische Forschungsarbeiten über Schienen, durchgeführt von den Eisenbahnen im Verein mit den Eisenwerken. Von **M. H. Wickhorst**, Chicago, Ill. (11) — Diskussion A, p. 73 X$_{11}$
Prüfung von Eisenkonstruktionen. Von **James E. Howard**, Washington. (10) — Diskussion C, p. 103 . . . . . X$_{12}$

XI. Liefervorschriften und Nomenklatur.

Internationale Liefervorschriften für Eisen und Stahl. Von **A. v. Rieppel**, Nürnberg, Präsident der Kommission 1. (13) — Diskussion A, p. 45 . . . . . XI$_1$

Digitized by Google

Grundsätze für Übernahmsbedingungen von Kupfer. Von Prof. **Leon Guillet,** Paris. (11) — Diskussion A, p. 120 . . . . . XI$_2$
Bemerkungen zu den dänischen Liefervorschriften für schmiedeeiserne Rohre für Dampf-, Gas- und Wasserleitungen. Von **A. C. Karsten,** Kopenhagen. (11) — Diskussion A, p. 45, 47 . XI$_3$
Einheitliche Nomenklatur für Eisen und Stahl. Kommissionsbericht von Prof. **H. M. Howe** und **A. Sauveur,** New York. (13) — Diskussion A, p. 148 . . . . . XI$_4$

Verhandlungen der Sektion A (15):

(Die Angabe der Seite, wo die Diskussion über die einzelnen Berichte zu finden ist, ist auch im vorangehenden Inhaltsverzeichnisse jedem Berichte beigefügt.)

Seite

Härteprüfung und Abnützung . . . . . 1—4
Schlagproben . . . . . 5—11, 27—35, 49—58, 80, 114
Schlackeneinschlüsse . . . . . 11—27
Rosten . . . . . 35—45
Röhrenprüfung . . . . . 45, 47—49, 67
Internationale Liefervorschriften für Eisen und Stahl . . . . . 45—46
Stückproben und Lokomotivprüfung 46
Dauerproben . . . . . 58—65, 68—69
Magnetische und elektrische Eigenschaften und die Metallprüfung . . . 65—66
Einfluß der Temperatur . . . . . 69—70, 127—134
Einfluß der Bearbeitung 115
Schienenprüfung und Schienenmängel . . . . . 71—79, 81—94
Gußeisen und schmiedbarer Guß . . . . . 95—113, 114
Spezialstähle . . . . . 113—114
Legierungen . . . . . 115—120, 127—134
Kupfer . . . . . 120—127
Verschiedene Metallprüfungsverfahren . . . . . 134—135, 140, 181
Schweißen . . . . . 135—139
Einheitliche Nomenklatur für Eisen und Stahl . . . . . 148—168
Metallographie . . . . . 140—148, 169—181

Vorträge (15):

Rob. Job: Typen von Schienenmängeln und Mittel zu ihrer Entdeckung, A, p. 81.
Fürst A. Gagarin: Automatische Registrierung der Kraft und Deformation bei der Schlagprobe, A, p. 114.
A. Mesnager: Innere Kräfte, A, p. 182.
A. Mesnager: Die Prof. Hannoverschen porösen Metalle, A, p. 185.

Namenregister für die beiden Abschnitte I und II.

Digitized by Google

Digitized by Google

Druckfehler und Berichtigungen.

(Abschnitt I.)

Bericht II_4: Die Lebensgeschichte des voreutektoidischen Cementites von H. M. Howe und A. G. Levy.

Seite 1, Fußnote [1]) letzte Zeile soll es statt „und L II" „und H und L II" lauten.

Seite 3. In dem „Übersicht über das Verfahren" betitelten Absatz ist in Zeile 1 statt „1, 2 und 3" „1, 2 und 4", in Zeile 4 statt „4 und 5" „3 und 5" zu setzen.

Seite 4, Fußnote [1]). Statt „1908" ist „1909" zu setzen.

Seite 8, Absatz 1, vorletzte Zeile. Nach dem Worte „Ferrites" ist das Wort „oft" einzuschalten.

Seite 9, Absatz 2, Zeile 10. Statt „vollständig" ist „sehr langsam" zu setzen.

Seite 11, Zeile 6. Statt „mit dem vorliegenden Stahl 8" soll es heißen: „mit den vorliegenden Stählen".

Seite 13, Absatz 2. In vorletzter und letzter Zeile soll es lauten: „Die mustergültigen Mikrophotographien Osmonds, Cartauds[2]), Warks[3]) und Baykoffs[4]) zeigen".

Seite 15, in letzter Zeile ist nach „auf" einzuschalten „einer optischen".

Bericht V_{2a}: Dauerversuche mit Maschinenstahl von J. O. Roos af Hjelmsäter.

Seite 2, Absatz 4, letzte Zeile. Nach „Kugeldruckprobe" ist einzuschalten „etc".

Absatz 7, Zeile 4. Statt „Müdigkeitsbrüche" ist „Dauerbrüche" zu setzen.

Zeile 6. Statt „gewöhnliche" ist „charakteristische" zu setzen.

Seite 3, vorletzter Absatz, Zeile 1. Statt „hauptsächlich" ist „selten" zu setzen.

Seite 5, 12 Zeilen von unten. Statt „Achsschenkels" ist „Zapfens" zu setzen.

Zeile 4 von unten soll lauten: „K_b annähernd = P, also".

Digitized by Google

Seite 6, letzte Zeile. Statt „Müdigkeitsstöße" ist zu setzen „Dauerstöße".

Seite 7, Absatz 4. Die vorletzte und letzte Zeile hat zu lauten: „besteht, ein Zusammenhang, der nicht genügend bekannt zu sein scheint".

Absatz 3 von unten. Setze statt „$k_{b\ max}$" „$K_{b\ max}$".

Seite 8, Absatz 5, Zeile 1 und 2. Statt „am Schlusse dieser Arbeit wiedergegebener" ist zu setzen „unternommener".

Zeile 4, statt „$k_{b\ max}$" ist zu setzen „$K_{b\ max}$".

Seite 9, Zeile 1. Statt „nicht der geringste" ist zu setzen „kein einfacher".

Seite 10, Absatz 2, Zeile 1 soll lauten: „Soweit meine Erfahrung reicht, habe ich gefunden, daß es für".

Zeile 3. Statt „hohe" ist „höhere" zu setzen.

Bericht V_{2b}: Einige statische und dynamische Dauerproben von J. O. Roos af Hjelmsäter.

Seite 3, Absatz 4, Zeile 3. Statt „Wasser" ist „Luft" zu setzen.

Bericht V_{4b}: Dauerversuche von J. B. Kommers.

Seite 2, Absatz 2, Zeile 3 ist nach „Annahme" einzuschalten „unter der Annahme eines Elastizitätsmoduls von 20.800 kg/cm² (300.000 lbs/sqin) und".

Seite 3, Fig. 2. „Der 4. Punkt der Diagrammlinie ist von 2450 auf 4350 (Qualitätsfaktor) zu heben".

Seite 8, Absatz 3, Zeile 14, ist nach „Dehnbarkeit" einzuschalten „allein".

Tafel I, ist in Kolonne Querschnittsverminderung in Prozenten unter Nr. 30 zu setzen anstatt „57·7" „51·7".

Bericht VII_1: Der Einfluß hoher Temperaturen auf die physikalischen Eigenschaften einiger Legierungen von J. M. Bregowsky und L. W. Spring.

Seite 11, Tabelle I. In Nr. 10 Monel-Metall gegossen bedeutet die unter Zn angegebene Zahl 64·79 den Ni-Gehalt.

Bericht X_9: Über amerikanische Schienen-Verhältnisse von J. P. Snow.

Seite 1, letzte Zeile ist zu setzen statt „dickflanschigen" „dünnflanschigen".

Digitized by Google

Unter den Berichten, welche in der Sektion A nicht mehr behandelt werden konnten, sondern nur zur Kenntnis genommen und S. 177 u. ff. des Sektionsprotokolles bloß angeführt wurden, sind zwei Berichte überschen worden, die hier nachgetragen sein mögen:

Bericht II_9: Über die elektrische Zerstäubung der Metalle und ihre Anwendungsmöglichkeit für Prüfungszwecke von Dr. Karl Benedicks, Stockholm.

Die elektrische Zerstäubung bei der Darstellung kolloïdaler Lösungen stellt sich nach Benedicks als ein rein thermo-mechanischer Prozeß dar, wobei typische Schmelzkrater entstehen. Die Zerstäubungsfähigkeit der verschiedenen Metalle hängt hauptsächlich von ihrer Gesamtschmelzwärme und ihrer Leitfähigkeit ab, teilweise auch von der Viskosität.

Die in Rede stehende elektrische Zerstäubung greift die Oberfläche unter Sichtbarmachung der Ungleichmäßigkeiten so scharf an, daß man sie für makroskopische Zwecke oder bei geringer Vergrößerung zur Beurteilung des Materials benützen kann.

Verteilung von Zementit in Kohlenstoffstählen kann hierdurch deutlich mit dem bloßen Auge wahrgenommen werden. Schlackeneinschlüsse erscheinen in sehr starken Umrissen; Materialien, wie Nickel, welche kalt zusammengepreßt wurden, erfahren eine kräftige Zerstäubung.

Bericht X_1: Verfahren zur Schnellbestimmung des Kohlenstoffgehaltes von Flußeisen, Stahl, Gußeisen und Ferrolegierungen von H. de Nolly, St. Chammond.

Es besteht bei einer Verbrennung des Metalls inmitten eines abgegrenzten Volumens reinen Sauerstoffes, wobei eine Zündung auf elektrischem Wege bewirkt wird, dann in einer Absorption der von der Oxydation des Kohlenstoffes herrührenden Kohlensäure durch eine bekannte Menge alkalischer Lösung, welche sich in demselben Gefäß befindet, wo die Verbrennung vor sich geht, schließlich in einer Bestimmung des Überschusses an freiem Alkali vermittels Schwefelsäure bekannter Konzentration in Gegenwart von Phenolphtaleïn als Indikator.

Digitized by Google

Digitized by Google

Rückblick auf den VI. Kongreß.

Der VI. Kongreß des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik hat in der Zeit vom 3. bis 10. September 1912 in New-York unter dem Protektorate Sr. Exzellenz des H. William H. Taft, des Präsidenten der Vereinigten Staaten, stattgefunden. Der glänzende Erfolg dieses Kongresses stand auf der Höhe der großen Erwartungen, die ihm entgegengebracht worden waren und der sich auch in der regen Beteiligung aussprach. Die Regierungen von 20 Staaten waren offiziell vertreten und von den 800 Kongreßteilnehmern waren 250 aus Europa und den anderen Weltteilen nach Amerika hinübergekommen. Dank der außerordentlich rührigen vorbereitenden Tätigkeit des Organisationskomitees, dessen Sekretariat in den Händen von H. F. J. Porter lag, waren alle Bedingungen gegeben, um die Kongreßverhandlungen in gedeihlichster Weise durchzuführen und sie durch das Studium technisch sehenswerter Objekte — die in vielfacher Hinsicht Triumphe technischen Könnens bedeuten — in äußerst wertvoller Weise zu ergänzen.

So gestaltete sich der Kongreß zu einer großartigen geistigen Kundgebung über die Bedeutung der Materialprüfung in ihren vielseitigen Belangen und seine Verhandlungen bilden ein bleibendes Dokument für den hohen wissenschaftlichen Stand, den sie erreicht hat.

Die große Schlußexkursion führte über Washington, Pittsburg, Buffalo und Niagara Falls und hat den Teilnehmern unvergeßliche Eindrücke von den technischen Errungenschaften des Landes, von seinen Naturschönheiten und von der Gastfreundschaft seiner Bewohner zurückgelassen.

Diese Gastfreundschaft wurde von jenen, welche die weite Fahrt übers Meer gemacht, schon beim ersten Schritt in die neue und fremde Welt wohltuend empfunden, weil das rührige Komitee durch den herzlichen Empfang bei Ankunft des Schiffes selbst alles tat, um die notwendigen Förmlichkeiten der Verzollung zu erleichtern und den Gästen bei der Aufsuchung ihrer Wohnung mit Rat und Tat zur Seite

Digitized by Google

zu stehen. Diese überaus warme Gastfreundschaft begleitete die Gäste, vorsorglich und herzlich, auf allen Schritten bis zum letzten Tage.

Gleich am Vorabend des Kongresses lud der Amerikanische Verband für Materialprüfung, das Amerikanische Elektrotechnische Institut, der Verein der Maschineningenieure und das Institut der Berg- und Hütteningenieure die Kongreßmitglieder zu einem gemeinsamen festlichen Empfang ein, um sie willkommen zu heißen und ihnen Gelegenheit zu gegenseitiger Begrüßung und Annäherung zu geben. Dieser Empfang fand bereits in dem prächtigen 12stöckigen Klubhaus der vereinigten Ingenieurvereine statt, welches während der ganzen Zeit den Kongreßversammlungen Unterkunft bot und dessen behagliche Klubräume den Gästen immer offen standen.

Dienstag, den 3. September, um 10 Uhr vormittags fand hier die festliche Eröffnungssitzung statt, nachdem die Delegierten der fremden Regierungen von dem Präsidenten H. M. Howe und den Vorstandsmitgliedern des Internationalen Verbandes besonders empfangen und auf die Estrade geleitet worden waren. Herr Robert W. Hunt, der Präsident des amerikanischen Verbandes, dieses Tochtervereines des internationalen Verbandes, sprach die ersten begrüßenden Worte und übergab den Vorsitz des Kongresses an Herrn Professor Howe, den die Versammlung unter lebhaftem Beifall zum Präsidenten ernannte, nachdem er durch drei Jahre so erfolgreich und hingebungsvoll als „Leiter der Präsidialgeschäfte" das Steuer des Verbandes gelenkt, das den Händen des unvergeßlichen verstorbenen Dr. Charles B. Dudley so plötzlich entglitten war.

Im Namen des Präsidenten der Vereinigten Staaten begrüßte hierauf General W. H. Bixby die Versammlung und verwies auf die Bedeutung der Materialprüfung, des internationalen Zusammenarbeitens auf diesem und anderen geistigen Gebieten zum Besten des Fortschrittes, und auf den großen Anteil, den die Regierung der Vereinigten Staaten an diesen Bestrebungen für sich in Anspruch nehmen darf. Se. Exzellenz John A. Dix, Gouverneur des Staates New-York, begrüßte die Gäste mit begeisterten Worten für die großen Aufgaben, welche der Verband für die Hebung der öffentlichen Sicherheit und für die Wahrung und wirtschaftliche Verwertung der Naturschätze verfolgt, als deren höchste die menschliche Gesundheit dasteht. Herr W. A. Prendergast, Comptroller der Stadt New-York, sprach im Namen des Oberbürgermeisters und verwies auf die ungeheuren tech-

Digitized by Google

nischen Aufgaben, welche die Stadt zu erfüllen hat, und auf die Bedeutung, welche die richtige Materialübernahme für die Lösung dieser Aufgaben gewonnen hat.

Nach diesen äußerst wirkungsvollen Reden hielt Präsident H. M. Howe die eigentliche Festrede, in der er die großen sittlichen Aufgaben enthüllte, die den Vertretern der Materialwissenschaft obliegt, die Wege kennzeichnete, die diese bisher gegangen, und in großen Linien ihre weitere Entwicklung andeutete; immer neue Wissensgebiete zieht sie in ihren Kreis, um ihre große Aufgabe im Dienste der Menschheit zu vollenden.

Bereits am Nachmittag begannen die Verhandlungen der Sektionen. Die Aufgabe, die sie zu bewältigen hatte, war eine außerordentlich große, doppelt so groß wie die der früheren Kongresse. Dank der Bemühungen des Präsidenten und dank der finanziellen Unterstützung seitens des Organisationskomitees und des amerikanischen Verbandes für Materialprüfung, durch dessen Sekretär H. Prof. Edgar Marburg, konnten 153 Berichte von den Forschern aller Länder zur Diskussion gestellt werden, nachdem sie in drei Sprachen veröffentlicht, schon mehrere Wochen vorher in die Hände aller Mitglieder gelangt waren. Hierzu kamen noch die vielen schriftlichen Diskussionsbeiträge, die zu den vorgelegten Berichten eingesandt worden waren und die schon im vorhinein einen fruchtbaren Gedankenaustausch über die Fragen der Tagesordnung sicherten. Die Vorbereitungen der Sektionsverhandlungen waren in musterhafter Weise durch die umfassenden Arbeiten eines Komitees für Kongreßschriften getroffen worden, das unter der Leitung des Herrn E. F. Schmitt stand. Durch ein genau bestimmtes Programm der Sektionssitzungen war es möglich, die Verhandlungen in äußerst geregelter und erfolgreicher Weise durchzuführen. Die bereits bewährte Teilung in drei Sektionen — Metalle (A), Zemente, Steine und Beton (B) und Verschiedenes (C) — war wieder beibehalten worden, jedoch machte der große Stoff in der Sektion A eine Parallelsitzung für Gußeisen und Sonderstähle notwendig. An der Spitze der drei Sektionen standen die Präsidenten R. W. Hunt (A1), H. Souther (A2), R. W. Lesley (B) und M. Merriman (C) mit einem Bureau von Vizepräsidenten und Sekretären. Außerdem waren in jeder Sektion Ehrenpräsidenten und Ehrenschriftführer ernannt, welche dem Vorsitzenden in der Leitung der Verhandlungen und in der Übersetzung der Reden zur Seite standen. Die außerordentlich schwere Aufgabe der Übersetzungen, durch deren einwandfreie Lösung erst die

Digitized by Google

mündliche, unmittelbare Aussprache der Forscher verschiedener Nationen ermöglicht wird, worin gerade die größte Bedeutung eines internationalen Kongresses liegt, war durch die hingebungsvolle Leistung der Herren E. Heyn, W. Rosenhain, E. Saladin, A. Sauveur, R. Moldenke in der Sektion A, der Herren F. Schüle, A. Foß, M. Gary in der Sektion B, und der Herren E. Camerman und L. Bienfait — vor allem aber des Herrn C. D. Rinald in der Sektion C in einer Weise erfüllt, die den Kongreß und den ganzen Verband zum wärmsten Danke verpflichtete.

Für die Sektionsverhandlungen war nicht nur eine genaue Zeiteinteilung nach Gegenständen vorgesehen, sondern die Verhandlungen waren auch durch bestimmte Vorschriften geregelt: sie bestimmten, daß die Berichte anwesender Mitglieder vor jenen der abwesenden behandelt wurden, daß jeder Berichterstatter zur mündlichen Wiedergabe eines Auszuges zwei Minuten zur Verfügung hatte, daß in der Diskussion jedem Redner drei Minuten zur Verfügung standen, die der Vorsitzende auf fünf Minuten ausdehnen durfte; die schriftlichen Diskussionsbeiträge und die Resolutionsanträge waren dem Präsidenten zu überreichen und kamen zur Vorlesung. Letztere wurden hierauf vor der Abstimmung einem Resolutionskomitee zugewiesen, welches sie einer Sichtung unterzog, gleichlaufende oder widersprechende Resolutionen zusammenfaßte, ihre Übersetzung in die anderen Sprachen besorgte und die so überprüften Anträge am Schluß der letzten Sektionssitzung zur Abstimmung vorlegte. Die in den Sektionen gefaßten Beschlüsse wurden dann an den Vorstand des Verbandes zur endgültigen Durchsicht vor ihrer Vorlage an den Kongreß geleitet.

Eine wesentliche Unterstützung der Verhandlungen bot auch eine Sammlung von kurzen Auszügen, welche von dem Komitee für Kongreßschriften in äußerst gründlicher Weise verfaßt und an alle Kongreßmitglieder verteilt worden war.

Ein besonderer Ausschuß für Sitzungen, an dessen Spitze H. F. C. Wight stand, hatte für den Gang der Verhandlungen sehr dankenswerte Vorbereitungen getroffen.

Durch diese straffe Organisation des Kongresses, durch die treffliche Leitung seitens der Sektionspräsidenten, durch die meisterhafte Mitwirkung der Übersetzer, welche alle sprachlichen Schwierigkeiten ausschalteten, durch die gewissenhafte Beachtung der Bestimmungen seitens der Kongreßmitglieder war es möglich geworden, den großen Stoff der Sektionen in der kurz bemessenen Zeit fast ganz zu bewältigen und

Digitized by Google

noch im Rahmen des Kongresses für die Lichtbildervorträge von Herrn R. Job „Über Schienenmängel", von Prinz A. Gagarine „Über eine Maschine für Schlagproben" von Prof. A. Mesnager „Über Sichtbarmachung von Spannungen in Brückenkonstruktionen" und „Über die Hannoverschen porösen Metalle" Zeit zu erübrigen.

Die Verhandlungen wurden in den Originalsprachen stenographisch festgehalten und unter Aufsicht der Schriftführer zusammengestellt. Die Niederschriften wurden dann von den Rednern noch durchgesehen, soweit diese nicht der Bitte nachgekommen waren, den Inhalt ihrer Reden selbst schriftlich niederzulegen. Diese stenographischen Niederschriften und die genannten Auszüge bildeten dann die Grundlage für das vom Generalsekretär des Verbandes verfaßte Kongreßprotokoll.

In der letzten Vollversammlung am 7. September kamen die vom Vorstand überprüften Sektionsbeschlüsse zur Abstimmung, welche die Richtlinien für die Arbeiten des Verbandes in den nächsten Jahren abgeben sollen. Der Kongreß nahm ferner mit Begeisterung die durch Exzellenz Professor Dr. Ing. N. Belelubsky überbrachte Einladung der russischen Regierung an, den nächsten Kongreß im Jahre 1915 in Petersburg abzuhalten und wählte Professor Belelubsky zum Präsidenten für die kommende Kongreßperiode. Der Kongreß erfüllte endlich eine Herzenspflicht, dem Präsidenten der Vereinigten Staaten Exzellenz W. H. Taft telegraphisch den Dank für das übernommene Protektorat auszusprechen und der Witwe des verblichenen unvergeßlichen Verbandspräsidenten Dr. Charles B. Dudley die wärmsten Grüße des Kongresses zu übersenden. Der unermüdliche Präsident Herr Prof. H. M. Howe konnte am Schlusse der in jeder Hinsicht gelungenen Verhandlungen seinen Dank an alle Mitarbeiter aussprechen, der in der Versammlung begeisterten Widerhall fand und sich zu einer verdienten Ehrung für den Präsidenten selbst gestaltete.

Der reiche Gewinn, welchen die Gäste auf dem Boden des Kongresses durch den Austausch der Erfahrungen verzeichnen durften, erhielt seine wertvollste Ergänzung durch die Besichtigung der großartigen wissenschaftlichen Einrichtungen und technischen Anlagen, die die amerikanische Technik in vieler Hinsicht auf unerreichter Höhe zeigte. Ein sorgfältig ausgewähltes Programm bot zunächst in New-York selbst Gelegenheit, einige Meisterwerke der Ingenieurkunst unter fachlicher Führung zu studieren: die Bauweise der Wolkenkratzer, die dem Stadtbild ihr Gepräge geben, die Untergrundbahn und

Digitized by Google

die neuen Endbahnhöfe New-Yorks, die dem gewaltigen Massenverkehr bewundernswerte neue Lösungen brachten, die riesenhaften Brücken über den East-River, durch ihre Konstruktion wie durch die Aufgabe, die sie zu bewältigen haben, gleich bemerkenswert; die verschiedenen elektrischen Zentralen, die großen Betonbauten und die Laboratorien der Columbia-Universität — um nur die hervorragendsten Punkte zu bezeichnen.

Dem Empfange der vier vereinigten technischen Vereine folgte noch ein festlicher Empfang des Vereines der Zivilingenieure in deren eigenem Heim, in welchem H. A. D. Flinn in Wort und Bild die großartigen Aufgaben vorführte, welche die Ingenieure New-Yorks in den letzten Jahren zu bewältigen hatten. Hieran reihte sich ein Empfang im Naturwissenschaftlichen Museum mit seinen einzigen paläontologischen und ethnographischen Sammlungen, ein Empfang in dem reichen städtischen Kunstmuseum, ein Besuch im Museum für Sicherheitseinrichtungen, endlich eine Besichtigung der „Öffentlichen Bibliothek", eines jener stolzen modernen Paläste im Dienste der Volksbildung, welche die Gäste auch in den anderen Städten zu bewundern nicht müde wurden.

Den Mittelpunkt der New-Yorker Exkursionen bildete eine herrliche von H. L. S. Moisseiff vortrefflich geleitete Fahrt auf dem Hudson-River nach West-Point, die den ganzen landschaftlichen Liebreiz der Ufer des majestätischen Stromes entrollte, längs derer er von ungezählten Zeugen glorreicher Taten aus dem Unabhängigkeitskriege begleitet wird. Den Gästen war es vergönnt, einer Parade der Kadetten der berühmten Akademie in West-Point in ihren historischen schmucken Uniformen beiwohnen, die Anlage der Akademie, welche den Geist hoher militärischer Schulung atmet, besichtigen und von dort den herrlichen Ausblick auf die Berglandschaft des Hudson genießen zu können.

Ein besonderes Komitee hatte vorgesorgt, den Damen während der Zeit der Kongreßverhandlungen die Sehenswürdigkeiten New-Yorks zu zeigen.

Die große Schlußexkursion, welche dem Kongresse folgte, sollte den Gästen einen Einblick in das Innere des reichen Landes gewähren, ihnen einige der interessantesten Punkte des Ostens vor Augen führen; 200 Gäste waren der vielversprechenden Einladung gefolgt; die Reise erfolgte in zwei Extrazügen, wahren Hotelzügen, welche während der Tag- und Nachtfahrten den Teilnehmern ein

Digitized by Google

gastliches Heim boten und in denen die Fahrt in angenehmster Weise verbracht wurde. Ein geschmackvoll ausgestatteter, reich illustrierter Führer durch alle von den Kongreßteilnehmern zu berührenden Orte wurde diesen nach der Ankunft überreicht.

Gleich in der ersten Station, in Washington, bot sich den Gästen, die fast alle Länder der Welt vertraten, willkommene Gelegenheit, nach einer reizenden Fahrt auf dem Potomac-River, in Mount-Vernon, der Wohnstätte und dem Grabe George Washingtons, dem großen Begründer der amerikanischen Republik, den Tribut ihrer Verehrung zu entrichten. Im nahen Fort Washington, dann im Fort Myer riefen Übungen mit den gewaltigen Küstengeschützen und prächtige kavalleristische Evolutionen die Bewunderung der Gäste hervor. An jenen Stätten vorbei, die die Zeugen der ersten, historisch gewordenen Flüge der Brüder Wright waren, ging es durch den Friedhof von Arlington, der Ruhestätte verdienter Krieger, die mit den tausenden, wie zu einer feierlichen Parade gereihten, schlichten Steinen eine ergreifende Sprache führt. Ein festlicher Empfang der Direktoren und des Sekretärs des Smithsonian Institutes, dieses berühmten, privater Initiative entstandenen Forschungsinstitutes, der Vertreter der Regierung, des Ingenieurvereines und der Akademie der Wissenschaften bot Gelegenheit, mit den geistigen Spitzen Washingtons in Berührung zu treten und dabei die Schätze des National-Museums zu bewundern.

In Washington, diesem Sitze der höchsten amerikanischen Regierungsgewalten, interessierte die Fachleute am meisten jenes oberste Tribunal der Technik, das Bureau of Standards, das die Normalisierung der Maße, der Meßbehelfe und der Materialeigenschaften für alle Vereinigten Staaten besorgt und sich zu einem der hervorragendsten Institute dieser Art entwickelt hat. Der Empfang im Weißen Hause, in welchem statt des durch Berufspflichten plötzlich verhinderten Präsidenten der amerikanischen Republik, Se. Exzellenz der Handels- und Arbeitsminister H. Charles Nagel die Gäste in liebenswürdigster Weise bewillkommnete und die Besichtigung der Kongreßbibliothek — in dem prächtigsten Rahmen eine der größten und bestorganisierten öffentlichen Büchersammlungen der Welt — schlossen die Washingtoner Tage in unvergeßlicher Weise ab.

Nach dem sonnigen und heiteren Washington, das mit den schönsten Städten Europas wetteifert, folgte das rauchgeschwärzte Pittsburg mit seinen zahllosen Schornsteinen und typisch ameri-

Digitized by Google

kanischen Bauten. Eine Fahrt auf dem Monongahela entrollte ein bezwingendes Bild der sich endlos aneinanderdrängenden Fabriksanlagen; qualmende Essen, zahllose Krane und Fördergerüste zu beiden Seiten des Ufers, die Mannigfaltigkeit der Brückenkonstruktionen, die ihn überspannen, geben im Vorbeiziehen einen Begriff von der Tätigkeit in diesem mächtigen Zentrum der Eisen- und Stahlindustrie. Ein eingehender Rundgang in den Anlagen der National Tube Co., der Homestead-Werke der Carnegie Steel Co., der Westinghouse Electric and Manufacturing Co. und der Westinghouse Machine Co. zeigten unter bewährter Führung die Vielseitigkeit und Reichhaltigkeit der Einrichtungen und die Erzeugungsweisen dieser weltberühmten Anlagen. Besonderes Interesse boten die großen Laboratorien und Versuchsstationen des bundesstaatlichen Bureau of Mines and Bureau of Standards, das den Gästen unter anderem äußerst lehrreiche Versuche mit Sicherheitsvorkehrungen im Kohlenbergbau und mit einer Olsenschen 5000-Tonnenpresse vorführte.

Eine entzückende Automobilfahrt durch den Highlandpark und ein Besuch im Country-Club zeigten die industriell so hervorragende Stadt in den landschaftlichen Reizen ihrer Umgebung von einer anderen und schönen Seite. Der Empfang im Carnegie Institute durch die Funktionäre der Stadt, der Handelskammer und die technischen Vereine mit einem wirkungsvollen Orgelkonzert und mehreren trefflichen Ansprachen der Funktionäre bildeten auch hier einen schönen Abschluß.

Der nächste Tag gab in Buffalo Gelegenheit, einen der größten Binnenhafen der Welt mit seinen imposanten Kohlen- und Erzladevorrichtungen und mit seinen Schleusen, dann die berühmte Automobilfabrik der Pierce Arrow Motor Car Works in großen Zügen kennen zu lernen und in einer Rundfahrt einen Einblick in die weitgedehnten Anlagen der Lackawanna Steel Co. zu erhalten. Hier war auch Gelegenheit geboten, in den Larkin Works, einem großartigen Versandhaus für Haushaltungsartikel, zugleich einer großen Seifenfabrik, die Vorteile einer besonders zweckmäßigen Arbeitsteilung und trefflichen Organisation zu bewundern.

Der letzte Tag in Niagara Falls enthüllte endlich das große Naturwunder, das in seiner Gewalt und Schönheit selbst die größten technischen Triumphe Amerikas hinter sich läßt. Eine künstliche Beleuchtung der Stromschnellen, der Whirle Poole Rapids bei Nacht gaben diesem überwältigenden Bilde noch einen besonders

Digitized by Google

mystischen Zauber. Die gewaltigen Turbinenanlagen der American und der Canadian Falls Power Co. bildeten den würdigsten Schlußpunkt der Besichtigungen, welche die Naturschätze und ihre Verarbeitung in wahrhaft amerikanischem Stil gezeigt hatten. In Niagara Falls hat die hübsche Anlage der Acheson Graphite Co. das besondere Interesse der Gäste geweckt, ferner die Shredded Wheat Biscuit Co. und die Niagara Chocolate Co., die einen willkommenen Einblick gewährten in diese äußerst reinlichen und vortrefflich organisierten Fabriken.

Die Rückreise nach New York, wo die Exkursion abschloß, erfolgte über die Lehigh Valley-Eisenbahn durch die reizenden Landschaften des Alleghany-Gebirges.

Eine Reihe von Teilnehmern widmeten noch unter der Führung des H. Rich. L. Humphrey mehrere Tage der Besichtigung einiger Portlandzement-Fabriken im Osten des Landes*).

Die Fülle der Eindrücke, die diese Reise in allen Teilnehmern zurückgelassen, war überwältigend, aber alles war auch voll Bewunderung über die großartigen Anordnungen, das treffliche Zusammenwirken aller Sonderkomitees, die außerordentliche Gastfreundschaft und Liebenswürdigkeit, die den Gästen entgegengebracht worden war. Nur ein so trefflich durchdachtes und in allen Einzelheiten genau eingehaltenes Programm konnte es möglich machen, die Reise zu einer so inhaltsreichen, lohnenden und angenehmen zu gestalten. Herr F. H. Clark hatte sich durch seine unermüdliche Tätigkeit in der Leitung des tadellos funktionierenden Hotelzuges den innigsten Dank aller Teilnehmer verdient. Eine noch größere Last war aber Herrn Richard L. Humphrey zugefallen, dem die Anordnung der ganzen Exkursion oblag, der die tausendfachen Wünsche von 200 verwöhnten Reisenden in unermüdlicher Liebenswürdigkeit und Hingebung voraussah und befriedigte. In Buffalo drängte die allgemeine Dankbarkeit für Herrn Humphrey zu einer herzlichen Kundgebung, in deren Verlauf

*) Es wurden folgende Anlagen besichtigt: Edison Portland Cement Company, Stewartsville, New Jersey, Vulcanite Portland Cement Company, Vulcanite, New Jersey, Alpha Portland Cement Company, Martin's Creek, Pennsylvania, Atlas Portland Cement Company, Northampton, Pennsylvania, Lehigh Portland Cement Company, Fogelsville, Pennsylvania, Allentown Portland Cement Company, Pennsylvania, Whitehall Portland Cement Company, Cementon, Pennsylvania, Alsen's Portland Cement Works, Alsen's, New York, und die Helderberg Portland Cement Company, Howe's Cave, New York.

Digitized by Google

ihm auch ein sichtbares Andenken zur bleibenden Erinnerung an seine großen Verdienste verehrt wurde.

Als sich in New-York am Schlusse der offiziellen Exkursion alle Mitglieder noch einmal um den beliebten Präsidenten Prof. Howe und seine liebenswürdige Gemahlin scharten, die während der ganzen Reise unermüdlich den Mittelpunkt der Geselligkeit gebildet hatte, um ihnen nochmals für alles Genossene herzlichst zu danken und den letzten Händedruck zu wechseln, da mußte der Präsident des Kongresses wohl fühlen, daß er die große Aufgabe, die er übernommen, in einer Weise erfüllt hatte, die alle Erwartungen seiner Gäste weit überstieg. Dieses Gefühl des wärmsten Dankes, welches damals in der kleinen spontanen Kundgebung vor dem letzten Abschied zum Ausdruck kam, sollte noch einmal in jenem Schreiben zu Worte kommen, welches der neugewählte Präsident Exz. Prof. Dr. Belelubsky im Namen des Verbandes dem Präsidenten als Vorsitzenden des Organisationskomitees übersenden durfte und das folgenden Wortlaut hatte:

Reich an Erinnerungen und Anregungen sind nun die Teilnehmer des Kongresses wieder in die verschiedenen Länder heimgekehrt, alle erfüllt von dem Gefühl innigsten Dankes für die unvergeßlichen Tage, die sie in Ihrem Lande genossen. Es gereicht mir zur angenehmen Pflicht, Ihnen, hochgeehrter Herr Präsident, im Namen aller den Ausdruck dieses Dankes zu übermitteln

Sie haben es verstanden, den Ideen des Verbandes weitere neue Länder zu erschließen und durch Ihren persönlichen Appell die ersten Fachmänner der Welt zur intensiven Mitwirkung an unseren Arbeiten und zur Teilnahme an unserem Kongreß heranzuziehen. Im Vereine mit Ihren unermüdlichen Mitarbeitern haben Sie für den Kongreß jene Voraussetzungen geschaffen, welche seinen wissenschaftlichen Erfolg sicherten und welche ihm Glanz und Bedeutung verliehen.

Sie haben aber auch den Hunderten, die Ihrem Rufe gefolgt sind, einen unvergeßlichen Einblick gewährt in das Leben Ihres Landes, nicht nur in die Wunder seiner Technik und in seinen großartigen wissenschaftlichen Betrieb sondern auch in die Schönheiten seiner Natur und in jene große Kunst, die Segnungen der Kultur zur allgemeinen Hebung der Lebenshaltung und zur Entwicklung freien Menschentums heranzuziehen.

Digitized by Google

Der große Erfolg dieses Kongresses wird gewiß dazu beitragen, den Bestrebungen des Verbandes in der Neuen wie in der Alten Welt neue und tätige Anhänger zu gewinnen, und nicht nur zum Ausbau der Materialprüfung, als eine der Grundlagen der öffentlichen Sicherheit, sondern auch zur Kräftigung jener einigenden Ideen des Verbandes beizutragen, welche uns lehren, die hier eingeschlagenen Wege nach dem Leitstern gemeinsamer Erfahrungen zu orientieren.

Wie mannigfach auch die Eindrücke sind, die der Kongreß in allen Teilnehmern hinterließ, so überwiegt doch in allen jener der herzlichen Gastfreundschaft, die uns in so reichem Maße entgegengebracht wurde und die in jedem Ihrer Gäste neben einem Bewunderer auch einen Freund Ihres Landes gewann.

Wir bitten Sie denn, hochgeehrter Herr, den wärmsten Dank für alle Ihre so erfolgreichen Bemühungen um den Kongreß entgegenzunehmen und unseren wärmsten Dank auch allen Mitarbeitern und Mitarbeiterinnen des Organisations-Komitees zu übermitteln. —

Soweit es Worte vermögen, hat dieses Schreiben, das diesen Bericht beschließen soll, die Empfindungen aller Kongreßteilnehmer wiedergegeben.

Wien, im Dezember 1912.

ERNST REITLER
Generalsekretär.

Digitized by Google

Digitized by Google

Organisation des Kongresses.

Protektor des Kongresses:

SEINE EXZELLENZ H. WILLIAM HOWARD TAFT, PRÄSIDENT DER VEREINIGTEN STAATEN NORDAMERIKAS.

Das Organisations-Komitee:

Präsident: H. Henry M. Howe.
Vize-Präsidenten: HH. Robert W. Lesley, Robert W. Hunt.
Schatzmeister: H. Edgar Marburg.
Sekretär: H. H. F. J. Porter.

Mitglieder:

HH. Aiken, W. A.
Ashby, E. B.
Bassett, W. H.
Birkinbine, John
Bixby, W. H.
Bleininger, A. V.
Bostwick, W. A.
Burrows, Chas. W.
Bush, B. F.
Campbell, Wm.
Capp, J. A.
Churchill, Chas. S.
Clamer, G. H.
Clark, F. H.
Colby, A. L.
Colby, J. A.
Cushman, A. S.
De Wyrall, C.
Ely, Theodore
Forrest, C. N.
Fort, E. J.
Gill, A. H.
HH. Hagar, E. M.
Hatt, W. K.
Heckel, G. B.
Hering, Rudolph
Holmes, J. A.
Hubbard, Prevost
Humphrey, R. L.
Hunnings, S. V.
Hunt, R. W.
Jeffers, J. M.
Johnson, R. K.
Kunz, George F.
Lanza, G.
Lazell. E. W.
Lynch, T. D.
Marston, A.
McLeod, John
Meier, E. D.
Merriman, M.
Miller, R. P.
Moldenke, Richard
Munroe, C. E.
HH. Orton, Edw., Jr.
Page, L. W.
Perry, R. S.
Provost, A. J., Jr.
Richardson, C.
Schmitt, F. E.
Schneider, C. C.
v. Schrenk, H.
Schuman, J. J.
Skinner, C. E.
Snow, J. P.
Souther, Henry
Stevenson, A. A.
Stratton, S. W.
Swain, George F.
Talbot, A. N.
Thompson, G. W.
Trautwine, J., Jr.
Turneaure, F. E.
Voorhees, F. S.
Waldo, Leonard
Walker, W. H.

Digitized by Google

HH. Webster, George S.
Webster, W. R. (Bridgeport)
Webster, W. R. (Philadelphia)
Wiley, W. O.
HH. Wiley, H. W.
Wood, Walter
Woolson, I. H.
Zehnder, C. H.

Exekutiv-Komitee:

Obmann: H. Henry M. Howe.
Obmann-Stellvertreter: HH. Robert W. Lesley, Robert W. Hunt.
Schätzmeister: H. W. O. Wiley.
Sekretär: H. H. F. J. Porter.

Mitglieder:

HH. Clark, F. H.
Holmes, J. A.
Humphrey, Richard L.
Marburg, Edgar
HH. Moldenke, Richard
Schmitt, F. E.
Stevenson, A. A.

Obmänner der Kongress-Komitees:

Finanz-Komitee: H. Edgar Marburg.
Informations-Komitee: H. Richard L. Humphrey.
Kongreßschriften-Komitee: H. F. E. Schmitt.
Empfangs-Komitee: H. Robert W. Hunt.
New Yorker Lokal-Komitee: H. Richard Moldenke.
Transport-Komitee: H F. H. Clark.
Schlußexkursions-Komitee: H. Richard L. Humphrey.
Washingtoner Lokal-Komitee: H. Joseph A. Holmes.

Obmänner der Sub-Komitees:

Begrüßungs-Komitee: H. Cloyd M. Chapman.
Zollgebühren-Komitee: H. H. S. Thomas.
Damen-Komitee: H. J. A. Kinkead.
Exkursions-Komitee: H. L. S. Moisseiff.
Komitee für Kongreß-Sitzungen: H. Frank C. Wight.
Komitee für Anmeldungen, Beglaubigung, Abzeichen: H. Bradley Stoughton.
Komitee für Vergnügungen: H. George F. Kunz.

Digitized by Google

Vorstand des Internationalen Verbandes für Materialprüfung.

Präsident:

H. Henry M. Howe, New York.

Vize-Präsidenten:

HH. A. Martens, Berlin; N. Belelubsky, St. Petersburg; A. Mesnager, Paris.

Lebenslängliche Vorstandsmitglieder:

HH. F. R. v. Berger, Wien; A. Foß, Kopenhagen.

Gewählte Mitglieder:

Australien: H. W. H. Warren
Belgien: H. A. Greiner
Dänemark: H. H. I. Hannover
Deutschland: H. A. Martens
Frankreich: H. A. Mesnager
Großbritannien: H. G. C. Lloyd
Holland: H. L. Bienfait
Italien: H. S. Canevazzi
Norwegen: H. N. C. Ihlen
Österreich: H. B. Kirsch
Rumänien: H. C. M. Mironesco
Rußland: H. N. Belelubsky
Schweden: H. J. O. Roos af Hjelmsäter
Schweiz: H. F. Schüle
Spanien: H. J. Marva y Mayer
Ungarn: H. A. Rejtő
Vereinigte Staaten von Nordamerika: H. H. M. Howe.

Vertrauensmänner:

Brasilien: H. A. F. Sonza de Paula
China: H. K. Y. Kwong
Finnland: H. Ch. Lindberg
Japan: H. D. Saito
Kanada: H. Milton Hersey
Luxemburg: H. E. Bian
Serbien: H. M. Milasinovic
Portugal: H. J. da P. Castanheira das Neves.

Generalsekretär:

H. Ernst Reitler, Wien, Österreich.

Digitized by Google

Das Bureau der Vollversammlungen:

Ehren-Präsidenten:

HH. A. Deinlein, Wien,
C. Duchez, Paris,
H. Hubert, Liège,
P. E. Huber-Waldmüller, Zürich,
S. Kareischa, St. Petersburg,
P. C. Kley, Haag.
Kuo Chi Loo, Peking,
I. Papp, Budapest,
Mönch, Berlin,
HH. R. Montoto, Madrid,
C. Parvopassu, Padua,
G. W. Petersson, Stockholm,
A. Poulsen, Lemvig,
G. Smith, Christiania,
Shohe Tanaka, Tokio,
Douchan Thomitsch, Belgrad,
W. C. Unwin, London,
U. Valiquette, Montreal,
W. H. Warren, Sydney.

Ehren-Schriftführer:

HH. J. Gages, Paris,
N. Boguslawsky, St. Petersburg,
HH. Jäger, Berlin,
P. Joosting, Utrecht.
A. Keller, Bern.

Präsident:

H. Henry M. Howe, Präsident des Internationalen Verbandes und Präsident des Organisationskomitees.

Die Bureaux der Sektionen:

Sektion A (Metalle).

Ehren-Präsidenten: HH. E. Heyn, G. C. Lloyd, A. Rejtő, W. Rosenhain.
Präsident: H. Robert W. Hunt.
Vize-Präsidenten: HH. John McLeod, J. P. Snow.
Ehren-Schriftführer: HH. C. Grard, R. Moldenke, L. S. Robertson, Ed. Saladin, A. Sauveur, G. Tagueff.

Digitized by Google

Schriftführer: HH. Albert William Campbell, L. Colby, Henry Fay.

Sektion A-2 (Gußeisen- und Sonder-Stähle).

Präsident: H. Henry Souther.
Vize-Präsident: H. John A. Mathews.
Schriftführer: HH. Richard Moldenke, Bradley Stougthon, H. E. Diller.

Sektion B (Zement, Steine, Beton, Eisenbeton).

Ehren-Präsidenten: HH. A. Foss, M. Gary, F. Schüle.
Präsident: H. R. W. Lesley.
Vize-Präsidenten: HH. E. Orton, G. F. Swain.
Ehren-Schriftführer: HH. R. Feret, R. Frey, R. Hering, E. Probst.
Schriftführer: HH. P. H. Wilson, L. S. Moisseiff.

Sektion C (Verschiedene Materialien).

Ehren-Präsidenten: HH. L. Bienfait, E. Camerman, F. Cellerier.
Präsident: H. Mansfield Merriman.
Vize-Präsidenten: HH. W. K. Hatt, A. N. Talbot.
Ehren-Schriftführer: HH. A. Jacobsen, K. Memmler, C. D. Rinald.
Schriftführer: HH. H. F. Moore, G. W. Thompson, H. Abrahams.

Resolutions-Komitee.

Sektion A.

HH. Belelubsky, N.
Bienfait, L.
Bogouslawsky, N.
Hunt, R. W.
Martens, A.
Mesnager, A.
Roos af Hjelmsäter, J. O.
Unwin, W. C.

Sektion B.

HH. Blount, Bertr.
Feret, R.
Foss, A.
Friedrich, E.
Gary, M.
Humphrey, Rich. L.
Schüle, F.

Digitized by Google

Sektion C.

HH. Cellerier, F.	HH. Panetti, M.
Heyn, E.	Talbot, A. N.
Kirsch, B.	Warren, W. H.

Digitized by Google

Vertreter von Regierungen und Körperschaften.

Australien.

New Zealand Government and University of Sydney:

Warren, W. H., M. Inst. C. E., Prof. of Engineering, Sydney.

Belgien.

Ministère de l'Agriculture et des Travaux Publics:

Christophe, P., Ing. princ. des Ponts et Chaussées.

Délégué du Ministère des Chemins de fer:

Camerman, E., Ing., Directeur du Service des Essais des Chemins de fer de l'Etat-Belge.

Délégué du Ministère des Sciences et des Arts:

Breda, L., Ingénieur en Chef, Directeur aux Chemins de fer de l'Etat, professeur de Métallurgie à l'Université de Liège.

Association des Ingénieurs sortis de l'Ecole de Liège:

Hubert, Herman, Inspecteur général des Mines, professeur à l'Université de Liège.

Délégué du Ministère de la Guerre:

Rabozee, H. J., Capitaine-Commandant du Génie, professeur à l'Ecole Militaire.

Canada.

Dominion Government Dep. Public Works:

Valiquette, U. | Perley, George E.

China.

Government:

Kuo Chi Loo, Chinese Consulate New York.

Dänemark.

Danish Government:

Foß, A., C., E., Copenhagen.

Danish Ministry of War:

Rung, E. C. A., Oberleutnant.

Ministry for Maritime Works:

Poulsen, A., Chef Ing.

Digitized by Google

Technical College, Copenhagen:

Suenson, E., Prof. d. Materialienkunde d. königl. Techn. Hochschule, Kopenhagen.

Institute for Testing:

Schjerbeck, O. E.

Danish State Railways:

Jacobsen, A., Maschinen-Ing.

Municipal Government of Copenhagen:

Bjerre, A., Sektioning., Lyngby.

Danish Society of Civil Engineers:

Jarl, C. F., Ing.

Technical Society:

Larsen, P., Ing.

Electrotechnical Society:

Prior, H. P., Direktor.

Deutschland.

Deutsche Delegierte:

Reichsmarineamt:

Mönch, Geheimer Ober-Baurat. Schulz, Marine-Ober-Baurat.

Handelsministerium:

Jaeger, Geheimer Ober-Regierungsrat.

Von dem Königl. Materialprüfungsamt in Berlin-Lichterfelde West:

Der Direktor:

Martens, A., Professor, Dr. Ing., Geheimer Ober-Regierungsrat.

Der Unterdirektor:

Heyn, E., etatmäßiger Professor an der Königl. Technischen Hochschule zu Berlin.

Die Abteilungsvorsteher:

Gary, Professor. Holde, Dr., Professor.

Die ständigen Mitarbeiter:

Hinrichsen, Dr., Professor. Memmler, Professor.
Heermann, Dr., Professor.

Von der Königl. Technischen Hochschule zu Berlin:

Martens, A., Professor, Dr. Ing., Geheimer Ober-Regierungsrat.
Heyn, E., etatmäßiger Professor an der Königlich Technischen Hochschule zu Berlin.
Hirschwald, Dr., etatmäßiger Professor, Geheimer Regierungsrat.
Stumpf, etatmäßiger Professor, Geheimer Regierungsrat.

Von der Königl. Technischen Hochschule in Danzig:

Kohnke, etatmäßiger Professor. Ruff, Dr., etatmäßiger Professor.
Prinz, etatmäßiger Professor.

Von der Königl. Technischen Hochschule in Breslau:

Simmersbach, etatmäßiger Professor.

Digitized by Google

Königl. Preußische Eisenbahnverwaltung:

Jahnke, Ober-Baurat.

K. Generalkonsulat New-York:

Waetzoldt, Gewerberat.
Quedefeld, techn. Attaché.
Baron von Ritz-Rubenach, Regierungsbaumeister.

Königl. Polizei-Präsidium, Berlin:

Dr. Friedrich, Baurat.

Königl. Generaldirektion der Sächsischen Staatseisenbahnen, Dresden:

Besser, Baurat.
Pfeiffer, Bauamtsmann.

Baudeputation Hamburg:

Sperber, Ober-Ingenieur, Hamburg.

Verein deutscher Ingenieure:

Hering, Rudolf, Hydraulic and Sanitary Engineer, New York.

Berliner Architekten- und Ingenieur-Verein:

Probst, E., Dr., Privatdozent.

Verband Deutscher Arch.- und Ing.-Vereine und Berliner Arch.-Verein:

Probst, E., Dr., Privatdozent.

Landes-Gewerbeanstalt Nürnberg:

Barth, Friedr., Ober-Ingenieur.

Frankreich.

Ministère de la Marine:

Duchez, Ingénieur en Chef de 2e classe du Génie Maritime, Chef du Service de la Surveillance de Travaux confiés à l'Industrie.
Malaval, Ingénieur d'Artillerie Naval Laboratoire central de la Marine, Paris.

Ministère des Travaux publics:

Le Chatelier, H., Inspecteur général de Mines, Prof., à l'Ecole Nationale Supérieure de Mines.
Mesnager, A., Ing. en Chef des Ponts et Chaussées, Prof. à l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées.
Feret, R., Chef du Labor, des Ponts et Chaussées de Boulogne-sur-mer.

Ministère de la Guerre:

Gages, J. L., Colonel, Directeur de la Fonderie de Bourges.
Grard, Capitaine d'Artillerie (Versailles).

Conservatoire des Arts et Métiers:

Cellerier, F., directeur du Laboratoire d'Essai.
Fleurent, E., professeur.

Compagnie des Chemins de fer du Nord:

Dautry, R., Ingénieur, Paris.

Digitized by Google

Compagnie des Chemins de fer P. L. M.:

Belanger, Ch., Ingénieur du Control des Travaux extérieurs, Paris.

Comité des Forges:

Charpy, G,. Directeur de l'Usine St. Jacques de la Comp. de Forges de Châtillon.

Saladin, E., Ingénieur Principal aux Etablissement Schneider & Cie.

Société des Ingénieurs Civils:

Cellerier, F., Directeur du Laboratoire d'Essais du Conserv. Nat. des Arts et Métiers.

Pitaval, R., Ing. civil des Mines.

Großbritannien.

British Government:

Blount, Bertram, London, S. W.

Denny, Archibald LL. D.,

Unwin, W. C., LL. D., F. R. S., London, W.

Geological Survey of Great Britain:

Howe, J. Allen, Museum of Practical Geology, London, S. W.

Institution of Civil Engineers:

Unwin, W. C., LL. D., F. R. S., London, W.

Institution of Mining and Metallurgy:

Pearse, Arthur L., London, E. C. and New York.

Harbord, F. W., London, S. W.

Iron and Steel Institute:

Sir Robert A. Hadfield, F. R. S., London, S. W.

Lloyd, G. C., Secretary.

Lloyd's Register of British and Foreign Shipping:

Mancor, James H., New York.

Engineering Standards Committee:

Robertson Leslie S., Secretary.

National Physical Laboratory:

Rosenhain, Walter, D. Sc., Teddington.

Institution of Naval Architects:

Capps, W. L., Rear Admiral, Naval Constructor, U. S. Navy.

Italien.

Ministère de l'Instruction publique:

Panetti, Modesto, Professor.

Parvopassu, Carlo, Professor.

Association italienne pour l'étude des Matériaux:

Panetti, M., Professor.

Parvopassu, Carlo, Professor.

Associazione fragli Industriali Metallurgici Italiani:

Falck, G. E., Chev., President.

Digitized by Google

Japan.

Government:

Tanaka, Shohei, Dr., Rigaku-Hakushi, Expert of Imperial Railways.

Niederlande.

Niederländische Regierung:

Kley, P. D. C., Prof. Techn. Hochschule, Delft.

Kolonialministerium:

Verbrugh, J. E., Vorstand der Techn. Bureaux des Kolonial-Ministeriums.

Niederländische Staatseisenbahnen:

Laumans, P. C. J., Ober-Maschinen-Ingenieur.

Joosting, P., Ober-Ingenieur.

Holländische Eisenbahngesellschaft, Amsterdam:

Westhoff, L. C., Ingenieur, Abteilungs-Vorstand.

Koninklijk Institat van Ingenieurs:

Bienfait, L., Ingenieur. (Koning & Bienfait.)

Maatschappij tot Bevordering der Bouwkunst:

Bienfait, L., Ingenieur.

Norwegen.

Government:

Exz. Ihlen, N. C., Past Minister for Public Works.

Smith, Gabriel, Director of Harbour Works.

Norwegian Handiwork and Industrial Society:

Oppegaard, H. K., Director, Kristiania.

Österreich.

K. k. Handelsministerium:

Deinlein, A., k. k. Ober-Ingenieur.

K. k. Ministerium für öffentliche Arbeiten:

Strobel, F., k. k. Ober-Ingenieur.

K. k. Technische Hochschule in Wien:

Kirsch, B., k. k. o. ö. Professor.

Montanistische Hochschule in Pribram:

Stör, A., k. k. o. ö. Prof., Dr., techn.

K. k. Technologisches Gewerbemuseum:

Leon, A., Dr. techn., Honorardozent.

Österreichischer Ingenieur- und Architekten-Verein:

Bächer, E., Ingenieur.
Hoefft, F., Edl. v., Dr., Ingenieur.
Deinlein, A., k. k. Ober-Ingenieur.
Leon, A., Dr., Ingenieur, Dozent.
Luftschitz, V., Ingenieur, Maschinenkommissär.

Digitized by Google

Niederösterreichischer Gewerbeverein:

Krause, E., kais Rat.

Verein österreichischer Zementfabrikanten:

Heller, R., Ingenieur, Direktor.

Hänsel, Paul, Dr.

Betonverein:

Kirsch, B., k. k. o. ö. Professor.

Greger, O., k. k. Professor.

Rußland.

Gouvernement et Ministère des Voies de Communication:

Belelubksy, N., professeur, conseiller intime.

Ministère des Voies de Communication:

Boguslawsky, N., conseiller d'Etat, ingénieur.

Kareischa, S., professeur, conseiller intime, ing.

Schoulemburg, comte, ing.

Chadrine, N., ingénieur.

Taguéff, G., ingénieur.

Ministère de la Marine:

Vassilieff, Capt., Attaché.

Académie de l'Artillerie:

Beliaew, N., capitaine de la garde.

Université de Moscou.

Kablukoff, J., professeur.

Ecole Polytechnique de Moscou:

Lachtin, N., ingénieur.

Institut Polytechnique de St. Pétersbourg.

Baykoff, A., professeur.

Société russe pour l'essai des matériaux de Moscou.

Velikhoff, P., ing., professeur.

Schweden.

Kungl. Ecklesiastik-Departementet:

Roos af Hjelmsäter, J. O., Vorsteher der Materialprüfungsanstalt a. d. königl. schwedischen technischen Hochschule, Stockholm.

Peterssen, G. W., Professor and Director of the College of Mines.

Schweiz.

Schweizerische Regierung:

Schüle, François, Professor der Eidgen. Technischen Hochschule, Direktor der Eidgen. Materialprüfungsanstalt, Zürich.

Generaldirektion der Schweizerischen Bundesbahnen:

Keller, Alfred, Obermaschineningenieur der Generaldirektion der Schweizerischen Bundesbahnen in Bern.

Digitized by Google

L'Ecole d'ingénieurs de l'Université à Lausanne:

Dommer, Auguste, ingénieur, professeur à l'Université de Lausanne.

Gesellschaft ehemaliger Studierender der Eidgenössischen Technischen Hochschule, Zürich:

Schüle, F., Professor.

Verein Schweizer Maschinenindustrieller:

Huber-Werdmüller, P. E., Oberst.

Serbien.

Gouvernement:

Douchan, Thomitsch, professeur à l'Université de Belgrade.

Spanien.

Ministère des Travaux Publics:

Oliver, Bienvenido, Ing. lefe de Caminos, Canales y Puertos, del Laboratorio de la Escuela de Caminos Canales y Puertos.

Colás, Enrique, Ingeniero de Caminos. Canales y Puertos, Profesor de Construccion y Materiales en la Escuela de Ayudantes de Obras Públicas.

Corps du Génie Militaire Espagnol:

Montoto, Rudesindo, Commandante de Ingenieros, del Laboratorio del Material de Ingenieros.

Corps de l'Artillerie espagnole:

Esteban, Larzábal, Colonel directeur de la fonderie de canons à Trubia.

Ungarn.

Königl. ungar. Regierung:

Marx, J., Präsident der kgl. ung. Staatsbahnen.

Rejtö, A., königl. Hofrat, Professor.

Zielinsky, C., Professor.

Gerster, M., Vorstand des Materialprüfungsamtes.

Technische Hochschule, Budapest:

Rejtő, A., Hofrat, Professor.

Zielinsky, C., Professor.

Königl. ungar. Staatseisenbahnen:

Marx, J., Präsident.

Papp, J., Direktor.

Zelovich, J., Direktor.

Departement für Öffentliche Arbeiten der Stadt Budapest:

Fodor, J., Ober-Ing.

Ungarischer Verband für Materialprüfung:

Rejtö, A., Hofrat, Professor.

Zielinsky, C., Professor.

Ungarischer Ingenieur- und Architekten-Verein:

Zielinsky, C., Professor.

Zelovich, J., Director.

Fodor, J., Ober-Ingenieur.

Ungarischer Industrie-Verein:

Rejtö, A., Hofrat, Professor.

Digitized by Google

Vereinigte Staaten von Nordamerika.

By the Government:

Bixby, Wm. H., General, War Department.

Humphrey, Richard L., Consulting Engineer.

By the Bureau of Steam Engineering, Navy Department, Washington, D. C.:

Carr, Clarence A., Capt., U. S. N.

Kaemmerling, Gustave, Capt., U. S. N.

By the Albany Society of Civil Engineers, Albany, N. Y.:

Greenman, Russell S., President of the Society.

By the American Association of Manufacturers of Sand Lime Products:

Loenthal, E. M., Rockaway Brick Co., Rockaway, N. J.

By the American Brass Founders' Association, Buffalo, N. Y.:

Olsen, L. W., President of the Ohio Brass Co., Mansfield, Ohio.

By the American Foundrymen's Association:

Speer, Jos. T., President, Pittsburgh, Pa.

By the American Institute of Architects, Washington, D. C.:

Brainard, Owen.

By the American Institute of Mining Engineers:

Forsyth, Robert, Consulting Engineer, Chicago.

By the American Museum of Safety:

Rogers, Fred E., Editor of Machinery, New York City.

By the American Railway Bridge and Building Association:

Douglas, W. J., 60 Wall street, New York.

By the American Railway Engineering Association:

Cushing, W. C., Past President; Chief Engineer, Maintenance of Way of Pennsylvania Railways, Pittsburgh, Pa.

By the American Society of Civil Engineers:

Shenkland, E. C., 209 South La Salle street, Chicago.

By the American Society of Engineering Contractors:

Wemlinger, J. R., Secretary, New York City.

By the American Society of Heating and Ventilating Engineers:

Hoffman, James D., Professor Mechanical Engineering and Practical Mechanics, University of Nebraska, Lincoln, Neb.

By the American Society of Mechanical Engineers:

Rice, Calvin W., Secretary, New York City.

By the American Society of Naval Engineers:

Carr, Clarence A., U. S. N., of the Babcock & Wilcox Co., Bayonne, N. J.

Digitized by Google

By the American Society of Swedish Engineers, Brooklyn, N. Y.:

Malmros, N. L., President of the Society and Consulting Architect with the firm of Ernest Flagg, New York City.

By the Association of American Portland Cement Manufacturers:

Hagar, Edward M., President, Chicago.

By the Association of American Steel Manufacturers:

Stevenson, A. A., President, Philadelphia, Pa.

By the Bartlett-Hayward Company:

Athey, T. B., Baltimore, Md.

Wagner, Fred H., Baltimore, Md.

By the Central Electric Railway Association:

Dewson, E. H., Resident Engineer, Westinghouse Air Brake Co., New York City.

By the Engineers' Society of Western Pennsylvania:

Handy, James O., President.

By the General Motors Company, Detroit, Mich.:

Zimmerschied, K. R.

By the Institute of Operating Engineers:

Low, F. R., Editor of Power, New York City.

By the Master Boilermakers' Association:

Patrick, Charles P., Erie Railroad Co., Cleveland, O.

By the Midvale Steel Company:

Aersten, Guillaume, Philadelphia, Pa.

By the National Association of Cement Users:

Humphrey, Richard L., President Philadelphia, Pa.

By the National Fire Protection Association, Boston, Mass.:

Patton, A. G., New York City.

By the Pacific Northwest Society of Engineers:

Fuller, Almon H., Dean of the College of Engineering, University of Washington, Seattle, Wash.

By the Society of Automobile Engineers:

Souther, Henry, Hartford, Conn.

By the Society of Naval Architects and Marine Engineers:

Denton, J. E., Professor Mechanical Engineering, Stevens Institute of Technology, Hoboken, N. J.

Du Bosque, F. L., Assistant Engineer, Floating Equipment Department, P. R. R., Jersey City, N. J.

Fletcher, Andrew, Marine Engineer, Hoboken, N. J.

Griffith, Wm., Mining Engineer and Geologist, Scranton, Pa.

Digitized by Google

By the Railway Signal Association, Bethlehem, Pa.:

Mock, J. C.

By the United States Naval Academy, Annapolis, Md.:

Danforth, R. H., Engineer Assistant, School of Marine Engineering.

By the Wood Preservers' Association:

Sterling, E. A., President, 1331 Real Estate Trust Bldg., Philadelphia, Pa.

Delegierte des Executiv-Komitees des VIII. Internationalen Kongresses für angewandte Chemie.

Richards Joseph W., Ph. D., Professor, South Betlehem, Pa.

Herreshoff, J. B., Sc. D., New York.

Landis, Walter, S. M. S., Professor, South Betlehem, Pa.

Walker, Arthur L., Professor, Columbia University, New York.

Douglas, James, L. L. D., Professor, New York.

Digitized by Google

VERZEICHNIS DER KONGRESSTEILNEHMER.

Australien.

Warren, William Henry, Professor of Engineering, University of Sydney.

Belgien.

Bréda, Louis, Ingénieur en Chef, Directeur aux chemins de fer de l'Etat, Professeur à Métallurgie à l'Université de Liège, Liège.

Camerman, Emile, Directeur des Service des essais des chemins de fer de l'Etat belge, Bruxelles.

Christophe, Paul, Ingénieur principal des ponts et chaussées, Bruxelles.

Derihon, Ernest, Ingénieur, Liège.

Derihon, Martin, à Loucin les Liège.

Hubert, Herman, Inspecteur général des Mines, Professeur à l'Université de Liège, Liège.

Ortmans, Jean Dapseus, Liège.

Pisart, Fernand, Manager-directeur de la Maastrichtsche Zinkwit Maatschappy, Liège.

Rabozée, H. J., Capitaine commandant du génie de réserve, Professeur à l'Ecole Militaire, Bruxelles.

Trasenster, Emile, Ingénieur, Liège.

Wigny, Ch., Ingénieur, Chef de Service à la Société Cockerill, Seraing.

Zomers, Léon, Candidat Ingénieur, Candidat en Sciences Physiques et Mathématiques, Liège.

Canada.

Edwards, L. N., Grand Trunk Ry. Co. Montreal.

Job, Robert V. P., Milton Hersey Co. Ltd., Montreal.

Morrow, J. G., Insp. Eng., Steel Co. of Canada, Hamilton, Ontario, Can.

Perley, George E., Repr. Dept. Public Works, repr. Dominion Govt., Ottawa, Canada.

Phelps Johnson, Mgr., Dominion Bridge Co., Montreal.

Sproule, G., Asst. Eng. of Tests, Repr. Canadian Pacific R. R., Montreal, Canada.

Tilt, E. B., Eng. of Tests, Canadian Pacific R. R., Montreal, Canada.

Valiquette, U., Superv. Eng., Repr. Dept. Public Works, Ottawa, Canada.

Wright, Richard C., Asst. Chief Arch., Ottawa Public Works Dept., Ottawa, Canada.

Chili.

Diaz, Ossa, Chem. Eng. Professor, Santiago.

China.

Kuo Chi Loo, Pekin.

Digitized by Google

Dänemark.

Berg, D., Civil Engineer, Managing Director for „Aalborg Portland-Cement-Fabrik", Aalborg.
Bjerre, A., Sections-Ingenieur, Lyngby.
Foß, Alex., Civil Engineer, Associate Member of the firm of F. L. Smidth & Co., Copenhagen.
Jacobsen, A., Maschineningenieur der dänischen Staatsbahnen, Kopenhagen.
Larsen, Poul, Civil Engineer, Associate Member of the firm of F. L. Smidth & Co., Copenhagen.
Marstrand, Jacob, Mayor and representative of the City of Copenhagen.
Möller, H. C. V., Chief Engineer to the port of Copenhagen, President of "The tecnical Society of Denmark", Copenhagen.
Nyeboe, M. Ib., Ingenieur, Kopenhagen.
Ochsner, H., Civil Engineer, Chief of the Foundry of Messrs. F. L. Smidth & Co., Copenhagen.
Pade, H., Ingenieur, Repräsentant für Aktieselskabet Nordiske Kabel- og Traadfabriker, Copenhagen.
Petersen A. G. V., Representing the Danish Engineering Society, Copenhagen.
Poulsen, A., Ingenieur des königlich dänischen Wasserbau- und Dünenwesens, Lemvig.
Prior, H. P., Director, Repräsentant für „Elektroteknial Forening" Dänemarks, Copenhagen.
Reck, A. B., Captain, Royal Danish Engineer, Copenhagen.
Rung, E., Oberleutnant an „Härens tekn. Korps", Kjöbenhavn.
Schjerbeck, O. E., Abteilungsingenieur der dänischen staatl. Prüfungsanstalt, Kopenhagen.
Suenson, E., Professor der königl. technischen Hochschule, Kopenhagen.
Wendelbo-Madsen, J., Architekt, Kopenhagen.

Deutschland.

Barth, Friedrich, Oberingenieur an der Bayerischen Landesgewerbeanstalt in Nürnberg.
Besser, F., Baurat bei den königl. sächs. Staatsbahnen, Dresden-Fr.
Bieske, E., Ingenieur und Stadtrat, Königsberg, Pr.
Blohm, Rudolf, Dipl. Ing., Hamburg.
Carstanjen, Julius, Ing., Duisburg a. Rh.
Dyckerhoff, Aug., Dr., Fabrikbesitzer, Biebrich a. Rh.
Eichhoff, F. Rich., Professor der Eisenhüttenkunde an der königl. Bergakademie in Berlin.
Franke, Rudolf, hüttentechn. Abteilungsdirektor der Mansfeldschen Gewerkschaft, Eisleben.
Friedrich, Emil, Dr., Regierungs- und Baurat, Berlin.
Galli, Johannes, Prof., kgl. Oberbergrat, Freiberg, Sachsen.
Gary, Max, Prof., Abteilungsvorsteher im königl. Materialprüfungsamt, Berlin-Licherfelde, West.
Heyn, E., etatsmäßiger Professor an der köngl. technischen Hochschule zu Berlin, Direktor beim königl. Materialprüfungsamt in Berlin-Lichterfelde, West.
Hinrichsen, F. Willy, Dr., Prof. und ständiger Mitarbeiter am königl. Materialprüfungsamt, Berlin-Lichterfelde, West, Privatdozent an der kgl. techn. Hochschule zu Berlin.
Hirschwald, J. Dr., Prof., Geh. Regierungsrat, Berlin-Grunewald.
Hoffmann, Generaldirektor, Oppeln
Hübner, Friedrich, Dr., Fabriksdirektor, Balingen, Württemberg.
Jaeger, H., Geh. Oberregierungsrat, Berlin.
Jahnke, F., Oberbaurat, Berlin-Charlottenburg.
Kneisel, Dr., Direktor, Höver-Hannover.
Kohnke, Prof. an der kgl. techn. Hochschule in Danzig.
Limberg, Hermann Joseph, Betriebschef, Gelsenkirchen.
Marckwald, Eduard, Dr., Berlin S. W.
Martens, A., Dr. Ing., Prof., Geh. Oberregierungsrat, Direktor des königl. Materialprüfungsamtes in Berlin-Lichterfelde-West.

Digitized by Google

Memmler, Karl, Dipl. Ing., Prof., ständiger Mitarbeiter am königl. Materialprüfungsamt, Berlin-Lichterfelde, West.
Mönch, Geh. Oberbaurat, Berlin W.
Müller, Heinrich, Dr. phil., Fabrikdirektor, Kalkberge (Mark).
Oberhoffer, P., Dr. Ing., Dozent an der kgl. technischen Hochschule Breslau.
Pfeiffer, Rudolf, Baurat bei den kgl. sächs. Staatsbahnen, Dresden.
Prinz, Christian, Professor an der techn. Hochschule, Danzig-Langfuhr.
Probst, E., Dr. Ing, Privatdozent an der techn. Hochschule in Berlin.
Quasebart, Karl, Dr. Ing., Dozent an der königl. techn. Hochschule, Aachen.
Riepert, Peter Hans, Regierungsbaumeister, Berlin-Charlottenburg.
Rolin, Oberingenieur, Königsberg, Pr.
Ruff, Otto, Dr., Prof. an der kgl. techn. Hochschule in Danzig.
Ruppert, Ottomar, Ing., Remscheid.
Scharff, Th., Bauinspektor der Baupolizeibehörde, Hamburg.
Scheit, Hermann, Geh. Hofrat, Prof., Direktor der königl. sächs. mech.-techn. Versuchsanstalt, Dresden.
Schmidt, Karl, Dr., Bochum.
Schulz, Marine-Oberbaurat, Berlin-Wilmersdorf.
Simmersbach, Oskar, Prof. an der kgl. techn. Hochschule, Breslau.
Spohn, Georg, Dr., Fabriksdirektor, Blaubeuren, Württemberg.
Sydow, H., Direktor, Stettin.
Tannhäuser, F., Dr., Prof., Privatdozent an der Universität und an der techn. Hochschule, Berlin.
Wagner, Paul, Ing., Teilhaber der Firma D. Zervas Söhne, G. m. b. H., Köln a. Rh.
Wirtz, Adolf, Direktor, Mülheim (Ruhr).
Zimmermann, Wilh., Direktor des Dampfkessel-Überwachungsvereines, Aachen.

Frankreich.

Cellerier, J. T., Directeur du Laboratoire d'essais du Conservatoire National des Arts et Métiers, Paris.
Belanger, Charles, Ingénieur chargé du Controle des Travaux exterieurs, Paris.
Damour, André, Ingénieur civil des Mines, Bayard.
Dautry, Ingénieur au Chemin de fer du Nord, Paris.
Duchez, Ingénieur en chef de la Marine, Lyon.
Feret, R., Chef du Laboratoire des Ponts et Chaussées, Boulogne sur Mer.
Fleurent, Emile, Professeur au Conservation National des Arts et Métiers, Paris.
Gages, Jacques Léon, Colonel d'Artillerie, Directeur de l'Atélier de construction de Bourges, Bourges (Cher).
Grard, C., Capitaine d'Artillerie, Versailles.
Kohn, Dolphy, Représentant de la maison Derihon, Paris.
Labordère, Ingénieur des Ponts et Chaussées, Paris.
Malaval, Ingénieur d'Artillerie navale, Laboratoire central de la Marine, Paris.
Mesnager, Ingénieur en chef des Ponts et Chaussées, Paris.
Michelin, Marcel, Clermont-Fernand.
Nadal, Ingénieur en chef au chemin de fer de l'Etat, Paris.
Pitaval, Robert, Ingénieur civil des Mines, Paris.
Saladin, Edouard, Ingénieur principal aux Etablissements Schneider (Creusot etc.), Paris.
Santiago, Julia, Ingénieur de la Société des chaux et Ciments Romain Boyer, Marseille.

Großbritannien.

Blount, Bertram, Westminster, London, S. W.
Brain, H. A., Portland.
Brearley, Harry, Sheffield.
Cleland, Wm., Sheffield.
Davis, J., Westminster, London S. W.

Digitized by Google

Denny, Sir Archibald, Dumbarton
Harbord, F. W., London S. W.
Hethey, Axel, B. Sc. „Mirador", London S. W.
Hickman, W. C., Hawthornden, Sedgley.
Howe, J. Allen, Museum of Practical Geology, London, S. W.
Lloyd, G. C., Secretary, Iron and Steel Institute, London S. W.
Mancor, James H., New York, Lloyds Register of British and Foreign Shipping, London.
Pearse, Arthur L., London.
Robertson, Leslie S., Secretary Engineering Standards Committee, London S. W.
Robinson, S. G., Westminster S. W.
Rosenhain, Walter, D. S., National Physical Laboratory, Teddington.
Sachs, Edwin O., London S. W.
Saniter, E. H., Moorgate, Rotherham.
Unwin, W. C., L. L. D. F. R. S., Kensington, London W.

Italien.

Canevazzi, Silvio, Prof., Directeur de l'Ecole Royale des ingénieurs à Bologna.
Falck, Giorgio E., Cavaliere al Merito del Lavoro, Presidente Associazione Metallurgici Italiani, Vice-Presidente Onorario dell' „Iron and Steel Institute" di London, Milano.
Mazzaggio, Ezio, Ingénieur en chef au la fonderia Milanese di Acciaio, Milano.
Parvopassu, Carlo, Ing., Prof., Regia Universita di Padova.
Pace, Giovanni Salemi, Professeur, Ingénieur, Directeur du Laboratoire de Mécanique appliquée aux constructions de l'Ecole d'application pour les Ingénieurs, Palermo.
Panetti, Modesto, Ing., Professeur à l'Ecole Polytechnique de Turin.
Perelli, Guido, Directeur de la Prima Associazione italiana fra gli utenti di caldaie a vapore, Milano.
Scifoni, Enrico, Cav. Ing., Architetto, Rome.

Japan.

Shohe Tanaka, Professor, Tokio.
Sozo Ohki, Chemist, Onoda.

Luxemburg.

Brasseur, Léon, Ingénieur, Chef du services Acières reunies Burbach-Eich-Dommeldange, Dommeldange.

Niederlande.

Bienfait, A. A., Maschineningenieur, Haarlem.
Bienfait, L., Prüfungsanstalt für Baumaterialien, Amsterdam.
Joosting, P., Abteilungschef der niederländ. Staatseisenbahnen in Utrecht.
Kley, P. D. C., Professor an der techn. Hochschule, Haag.
Laumans, P. C. J., Oberingenieur der niederländ. Staatseisenbahnen in Utrecht.
Verbrugh, J. E., Direktor, Vorstand des Technischen Bureaus im kön. niederländ. Kolonialministerium, Haag.
Westhoff, L. C., Ingenieur, Abteilungsvorstand der holländ. Eisenbahn gesellschaft, Amsterdam.

Norwegen.

Gram, Johann F., Dr., Chemiker der norwegischen Staatseisenbahnen, Kristiania.
Hiorth, F., Direktor, Kristiania.
Ihlen, N C., Ingenieur und gewesener Minister der öffentlichen Arbeiten, Vorstandsmitglied des I.-V. für Norwegen, Strömmen.

Digitized by Google

Oppegaard, K., Brauereidirektor, Kristiania.

Rode, William W., Abteilungsingenieur der norw. Staatseisenbahnen, Hjerkinn.

Smith, Gabriel, kön. Hafendirektor, Kristiania.

Tönnessen, Hans, Abteilungsingenieur, Kristiania.

Österreich.

Bächer, Edwin, Ingenieur, Wien.

Boschan, Paul, Ritter v., Ingenieur, Wien.

Deinlein, Alfred, Ingenieur, k. k. Oberingenieur im Handelsministerium, Wien.

Gessner, August, Dr., Ingenieur, Vorstand der Versuchsanstalt der Skodawerke A.-G. in Pilsen.

Greger, Otto, Professor, k. k. Technologisches Gewerbemuseum, Wien.

Hänsel, Paul, Dr., Prokurist und Betriebsleiter der Sächsisch-Böhmischen Portland-Zementfabrik, Lobositz.

Heller, Rudolf, Direktor, Ingenieur, technischer Konsulent der Hauptverkaufsstelle Österr. Zementfabriken, G. m. b. G. in Wien.

Karpeles, Ludwig, Ingenieur, Chefingenieur der Ersten Böhmisch-Mährischen Maschinenfabrik in Prag.

Kirsch, Bernhard, Ingenieur, o. ö. Professor der k. k. techn. Hochschule Wien und Vorstand des mech.-techn. Laboratoriums derselben, Vorstandsmitglied des Intern. Verb. für Materialprüf. der Technik, Wien.

Leon, Alfons, Dr., k. k. Lehrer aus technolog. Gewerbemuseum und Honorardozent der Hochschule für Bodenkultur, Wien.

Lüftschitz, Rudolf, Direktor der Garde-Meuble Aktien-Gesellschaft Josef Lüftschitz & Söhne, Portois, Fix & Co., Wien.

Luftschitz, Viktor, Ingenieur, Masch.-Kommissär der k. k. österr. Staatsbahnen, Wien.

Reitler, Ernst, Ingenieur, Inspektor der k. k. Staatsbahnen, Generalsekretär des Intern. Verb. für Materialprüf. der Technik, Wien.

Spitzer, Julius, Oberingenieur der Witkowitzer Bergbau- und Eisenhütten-Gewerkschaft in Wien.

Stör, Albert, Dr., k. k. o. ö. Professor an der montanistischen Hochschule in Přibram.

Strobl, Ferdinand, k. k. Ingenieur d. k. k. Ministeriums f. öffentl. Arbeiten, Wien.

Zugmayer, Otto, Fabrikant, Waldegg.

Rußland.

Abramoff, N., Ingénieur, Directeur du Laboratoire Mécanique à l'Institut Polytechnique de Don, Nowotscherkassk.

Antokonenko, J., Ingénieur en chef de la Section Technique du Service de la voie du chemin de fer Transbaïkal, Irkoutsk City.

Baykoff, Alexandre, professeur, Institut Polytechnique, St. Pétersbourg.

Belelubsky, Nicolas, Dr. ing., prof., Exc., membre du génie du ministère des voies de communication, St. Pétersbourg.

Belelubsky, N., Frau Professor, Mitglied des Internationalen Verbandes f. d. Materialprüfungen der Technik, St. Petersburg.

Beliaéw, N., capitaine de la Garde, adjoint à l'Académie de l'Artillerie du génie militaire, St. Pétersbourg.

Boguslavsky, N., Ingenieur, Delegierter des Wegebauministeriums, St. Petersburg.

Chadrine, Nicolas, Ingénieur, metallurgiste, St. Pétersbourg.

Chafranko, Casimir, Ingénieur en chef pour l'essai de matériaux de l'Usine Poutiloff, St. Pétersbourg.

Chludoff, Florenty, Ingénieur, Moscau.

Czernay, Alexander, Ingénieur der Wegekommunikation, Wilna.

Davidenkof. Nicolas, Ingénieur, Institut Polytechnique, Laboratoire Mécanique, St. Pétersbourg.

Digitized by Google

Eberhardt, Julien, Ingénieur des voies de communication, Représentant de la Société R. Rudzski et Comp. à Varsovie.

Freyberg, Woldemar, Wegebauingenieur, Irkutsk, Sibirien.

Gagarin, Andrew, Prince, St. Pétersbourg.

Kabloukoff J., professeur à l'Université de Moscou; Moscou.

Kareicha, Serge de, Directeur de l'Institut (école supérieure) des Ingénieurs des voies de communication de l'Empereur Alexandre I., St. Pétersbourg.

Konossevitch, Felix, Ingénieur des voies de communication, Alexandrovsk sur le Dniepr.

Laboratoire Mécanique à l'Institut Impérial des Ingenieurs des voies de comm. St. Petersbourg; Représentant: Belelubsky N., profess., directeur du Laboratoire.

Laboratoire Mécanique à l'Institut Polytechnique de Don, Nowotscherkassk; Représentant: Abramoff N., professeur, directeur du Laboratoire.

Lachtin, Nicolas, Engineer of the Ways ot Communication, Moscow

Lieven, P. v., Durchlauchtigster Fürst, St. Petersburg.

Maluga, Jean, major-général du génie militaire, Professeur du Génie Militaire, Lieutenant-Général, St. Pétersbourg.

Nastukoff, Alexandre M., Professeur à l'Université Impérial de Moscou, délégué de l'Université Impérial de Moscou, Moscou.

Nowgorodsky, D, Ingénieur des voies de comm., St. Pétersbourg.

Piatakow Alexandre, ing.-technologue, adjoint à l'Institut Polytechnique; Kiew.

Roubanoff, W., Ingénieur-Technolog, Ekatherinoslaw.

Sapojnikoff A., professeur, major-général du génie militaire; St. Pétersbourg.

Savrimovitsch, J., colonel du génie militaire, Kronstadt.

Schoulenbourg, Comte de, Ingénieur, Sous-Chef du Service pour l'essai et la reception des commandes du Ministère des voies de communication, St. Petersbourg.

Sissoeff, Serge C. E, Contractor for the construction of the new graving dock in Cronstadt Dockyard, Member of the Imperial Russian Technical and Geographical Societes, St. Petersburg.

Stchepovsky, Johann, Ingenieur, Moskau.

Stojaroff A., professeur, ing.-techn., St. Petersbourg.

Taguéeff G., ingénieur des voies de comm., délégué de l'Institut Impérial des Ing. des voies de comm.; Petersbourg.

Velikhoff, Paul, Ingénieur, Représentant de l'Ecole Impériale des Ingénieurs à Moscou et de la Société Russe pour l'Essai des Matériaux à Moscou.

Woropáeff Michael, ingénieur adjoint à l'Institut Polytechnique, Kiew.

Yakowlew, Wladimir, ing.-techn., représentant des Acieries d'Obouk-hoff; St. Pétersbourg.

Ziesarewitsch, J., Ingénieur, chef de section de la voie, chemin de fer Catherine, Lougansk.

(Finland).

Aartovaara, Gust. A., Ingenieur, Lektor Teknillmen Korkeakoulu, Helsingfors.

Holmberg, C. E., Professor, Helsingfors.

Schweden.

Ekström, Alfr., Fil. Dr., Stockholm.

Hjorth, Olof, Direktor, Repräsentant der Sandvikens Jernverks Aktiebolag, Sandviken

Nilsson, Mauritz, Director, Borås.

Roos af Hjelmsäter, Director Royal Testing Institute, Stockholm.

Rossander, C. A., Electrical Engineer, Stockholm.

Digitized by Google

Schweiz.

Dommer, Auguste, Professeur à l'Université et délégué de son école d'ingénieurs, Lausanne.

Dufour, A. Verwaltungsrat der Rheintalischen Cementfabrik Rüthi, A.-G. in Thal.

Frey, R., Ingenieur, Delegierter des Verwaltungsrates der Zement- und Kalkfabriken R. Vigier, A.-G., Luterbach.

Huber, P. E., Präsident der Aluminium Ind.-Ges. Neuhausen, Zürich V.

Keller, Alfred, Obermaschineningenieur der Generaldirektion der Schweiz. Bundesbahnen, Bern.

Kiefer, Georges, Verwaltungsratsmitglied der Zement- und Kalkfabriken R. Vigier, A.-G., Luterbach.

Meyer, Fr., Gießereichef und Prokurist vom Hause Gebrüder Sulzer, Winterthur.

Müller-Fischli, H., Ingenieur, Direktor der Zürcher Papierfabrik an der Sihl, Zürich.

Schmidheiny, Ernst, Nationalrat und Präsident des Verbandes schweizerischer Ziegelfabrikanten, Heerbrugg.

Schüle, François, Professor an der eidg. Techn. Hochschule, Direktor der eidg. Materialprüfungsanstalt, Delegierter der Schweiz, Zürich.

Weber, Jules, Ingenieur, Direktor der Schweiz. Lokomotiv- und Maschinenfabrik, Winterthur.

Spanien.

Colás, Enrique, Ingénieur de „Caminos canales y Puertos", Professeur de Construction, Madrid.

Esteban, A., Colonel de l'Artillerie Espagnole, Fabrique de Canons à Trubia, Asturias.

Montoto, R., Commandant du Génie Espagnol, du Laboratoire du Génie, Madrid.

Ungarn.

Bartel, J., Baurat, Budapest.

Fodor, Alexander, Ministerial-Oberingenieur, Budapest.

Gerster, Nikolaus, Direktor des kön. ung. Technischen Versuchs- und Materialprüfungsinstitutes in Budapest.

Grittner, Albert, Inspektor, Budapest.

Löwenstein, Arnold, Direktor der „Pallas" literarische und Buchdruckerei A.-G., Budapest.

Marx, Johann v., Präsident der kön. ung. Staatsbahnen, Budapest.

Misángyi, Wilhelm, Dr. Ing., Ingenieur der kön. ung. Staatsbahnen, Budapest.

Novák, Teodor, kön Oberingenieur im ung. Handelsministerium, Budapest.

Papp, Johann, Hofrat, Direktor-Stellvertreter, Budapest.

Rejtő, A., Hofrat, Professor der mech. Technologie an der techn. Hochschule, Budapest.

Satori, Mór, Fabrikant, Budapest.

Zelovich, Kornel v., Direktor-Stellvertreter der kön. ung. Staatsbahnen, Budapest.

Zielinski, Konstantin, Dr., Prof. an d. technischen Hochschule, Budapest.

Vereinigte Staaten von Nordamerika.

Abbott, Franklin E., Inspecting Eng., Lackawanna Steel Co., Buffalo, N. Y.

Abbott, Robert R., Metallurgical Eng. The Peerless Motor Car Co., Cleveland, O.

Abraham, Herbert, Chem. Std. Paint Co., Bound Brook, N. J.

Acheson, Wm. Smith, International Acheson Graphite Co., Niagara Falls, N. Y.

Acker, E. O C., Bethlehem Steel Co., So. Bethlehem, Pa.

Addicks, Laurence, Supt. U. S. Met. Ref. Co., Perth Amboy, N. J.

Digitized by Google

Aersten, G., Midvale Steel Co., Philadelphia, Pa.
Aiken, W. A., Insp. Eng. Henry S. Spackman Engin. Co., Philadelphia, Pa.
Alker, E. P., Penn. Cement Co., New York City.
Allan, Andrew, Allan & Sons, New York City.
Allan, W. T., A. Allan & Sons, New York City.
Allen, H. B., Metallurgical Eng. U. S. Customs, New York.
Amberg, Richard, Met. Eng., East Orange, N. J.
American Wood Preservers. Ass., Real Estate Trust Bldg., Philadelphia, Pa.
Anderson, Louis, Chem. Eng. Alpha Port. Cement Co., Easton, Pa.
Anderson, Mrs. L., Easton, Pa.
Antsill, F. L., Asst. Supt. Raritan Copper Wks., Perth Amboy, N. J.
Armstrong, V., Sales Agt., Rail Joint Co., New York City.
Athey, J. B., Purch. Agt., Bartlett-Hayward Co., Baltimore, Md.
Atkin, Thomas B., F. T. Atkin & Co., New Bedford, Conn.
Babcock, W. S., Civil Eng., Barrett Mfg. Co, New York.
Backert, A. O., Editor "Iron Trade Review", Cleveland, O.
Barbour, Frank A., Cons. Eng., Boston, Mass.
Barrier, E. A., Chem. Eng., Insp. Dept. Assn. Factory Mutual Fire Ins. Co., Boston, Mass.
Bassett, Wm. H., Asst. Supt., Amer. Brass Co., Waterbury, Conn.
Bates, P. H., Chem. Bureau of Stds., Pittsburgh, Pa.
Baxter, Florus R., Chief of Test. Lab. Vacuum Oil Co., Rochester, N. Y.
Beabrook, E. J., Cons. Eng., Philadelphia, Pa.
Beale, H. A., Jr., Pres. Parkesburg Iron Co., Parkesburg, Pa.
Berger, Bernh., Cons. Eng., New York City.
Berggreen, Paul H., New York City.
Bergquiss, J. G., Eng. Mer. Assn., New York City.
Berkeley, W. M., Chief Chem. U. S. Naval Experimental Station, Annapolis, Md.
Birkinbine, John, New York.
Bixby, General, U. S. Army, repr. Pres. of U. S., Washington, D. C.
Blair, Will P., Sec. Nat. Paving Brick Mfrs. Ass., Cleveland, Ohio.
Blaut, Sam., Nat. Lead Co., Brooklyn, N. Y.
Bleininger, E. V., New York.
Bliss, C. P., Prof., N. Y. Univ., New York City.
Blum, E. H., Germantown, Pa.
Bostwick, W. A., Vice-Pres. Oxford Copper Co., New York.
Bowman, Austin Lord, Cons. Eng., New York.
Bowman, L. H., Eng., Carnegie Steel Co., Pittsburgh, Pa.
Boyer, Edward, Atlas Port. Cem. Co., New York.
Boylston, H. M., Prof. of Metallurgy, Cambridge, Mass.
Boynton, C. W., Universal Portland Cement Co., Chicago, Ill.
Brady, Wm., Chief Chem., Ill. Steel Co., Chicago, Ill.
Brame, D. L., New York City.
Brame, L. F., New York City.
Breneman, Paul B., Prof., Pa. State College, Philadelphia, Pa.
Brooks, Ch. K., Mech. Eng., Nat. Mal. Cast Co., Cleveland, Ohio.
Browne, Vere, Chief Chemist, Allegheny Steel Co., Brackenridge, Pa.
Brunner, John, repr. Ill. Steel Co., Chicago, Ill.
Bryan, C. W., Amer. Bridge Co., New York.
Buck, D. M., Chief Chem., Amer. Sheet & Tin Plate Co., Pittsburgh, Pa.
Bullens, D. K., Carbon Steel Co., Pittsburgh, Pa.
Bulley, C. R., Halcomb Steel Co., Syracuse, N. Y.
Burdett, F. A., Cons. Eng., New York.
Burgess, Chas. F., Prof. of Chemical Engineering, University of Wisconsin, Madison, Wis.
Burlingame, Luther D., Brown & Sharpe Mfg. Co., Providence, R. I.
Burrows, Chas. W., with Bureau of Stds., Washington, D. C.
Bush, B. F., New York.
Butler, George, Master Painter, Philadelphia, Pa.
Cambier, J., Chem., Colo. Fuel & Iron Co., Pueblo, Colo.
Campbell, Wm., Prof., Columbia Univ., New York.

Digitized by Google

Capp, John A., Eng. of Test., Gen. Elec. Co., Schenectady, N. Y.
Capps, W. L., Rear Admiral Naval Constuctor, U. S. Navy.
Carey, C. D., Rail Eng., Bethlehem Steel Co., So. Bethlehem, Pa.
Carnahan, R. B., 2nd Vice-Pres. Am. Rolling Mill Co., Middletown, Ohio.
Carpenter, A. W., Eng. of Struct., Grand Central Station, New York City.
Carr, Clarence A., Capt. U. S. N., Am. Soc. Naval Engrs., Bayonne, N. J.
Carson, Ch. E., repr. R. R. Steel Spring, Latrobe, Pa.
Chamberlain, G. D., Chief Chemist, Carnegie Steel Co., Braddock, Pa.
Chapman, C. M., Eng.-in-Charge., Westinghouse, Church, Kerr & Co., New York.
Chase, G. H., Midvale Steel Co., Washington, D. C.
Chase, Nathan A., Metallurgist, Remington Arms & Am. Co., Ilion, N. Y.
Church, S. R., Barrett Mfg. Co., New York.
Churchill, Chas. S., Chief Eng. Norfolk & Western R. R., Roanoke, Va.
Clamer, G. H., Ajax Metal Co., Philadelphia, Pa.
Clark, Frank H., Gen. Supt. Motive Power, B. & O. R. R. Co., Baltimore, Md.
Clements, F. O., Chemist, Nat. Cash Register Co., Dayton, O.
Cobb, Ernest B., Standard Oil Co., New York City.
Coggeshall, G. W., Cons. Chem. Eng., Dedham, Mass.
Cohen, Fred. W., Goldschmidt Thermit Co., New York.
Colby, Albert Ladd, Cons. Eng. and Iron and Steel Metallurgist, So. Bethlehem, Pa.
Cole, F. J., Chief Cons. Eng. Amer. Loco, Co., Schenectady, N. Y.
Condit, E. A., Jr., The Rail-Joint Co., Pittsburgh, Pa.
Conlin, Fred., Pres. Sam. L. Morse & Sons, Elizabeth, N. J.
Conradson, C. H., Chief Chem., Galena Signal Oil Co., Franklin, Pa.
Conwell, E. L., Chem., Aluminate Patents Co., Philadelphia, Pa.
Cooper, Jas. B., Calumet & Hecla Smelting Works, Hubbell, Mich.
Corse, W. M., N. Y. Central Belt Line, Buffalo, N. Y.
Cowan, W. A., Natl. Lead Co., Brooklyn, N. Y.
Cremer, F., Ph. D., repr. Marshall-Wells Hardware Co., Duluth, Minn.
Cushman, Allerton S., Director, Inst. Indust. Research, Washington, D. C.
Cushing, Wm. C., Past Pres. and delegate of the Am. Railway Eng. Ass., Pittsburgh, Pa.
Dalton, P. J., Insp., Rail Joint Co., Joilet, Ill.
Danforth, R. H., Eng., U. S. Naval Academy, Annapolis, Md.
Dannerth, F., Cons. Chem., India Rubber World, Passaic, N. J.
Davidson, George H., Chem., Chicago & Northwestern R. R., Chicago, Ill.
Davis, A. P., Chief Eng. Reclamation Service, repr. U. S. Government, Washington, D. C.
DeKnight, Ed. W., Hydrex Felt & Eng. Co., New York.
Devries, R. P., Asst. Eng. Bur. of Stds., Washington, D. C.
Dewar, John, Pittsburgh, Pa.
Dewey, Bradley, Research Chemist, Pittsburgh, Pa.
Dewson, E. H., Cent. Elec. R. R. Co., Indianapolis, Ind.
De Wyrall, Cyrill, Chief Insp. Inter Rapid Tran. Co, New York City.
Diller, H. E., Metallurgist, General Electric Co., Erie, Pa.
Douty, D. E., Asst. Phys. Bureaus of Stds., Washington, D. C.
Douglas, W. J., New York. By Amer. Railway Bridge & Bldg. Assn., Chicago.
Doying, W. A. E., Insp. Eng., repr Isthmian Canal Com., Washington, D. C.
Drinker, Henry S., Pres. Lehigh University, South Bethlehem, Pa.
Dudley, P. H., Cons. Eng., Grand Central Station, N. Y.
Dunbar, Wm. O., Penn. R. R., Altoona, Pa.
Dunn, B. W., New York.
Dunning, Hubert, Natl. Lead Co., Brooklyn, N. Y.
Duryee, Edw. C. E., Los Angeles, Cal.
Eddy, Harrison P., Consulting Eng., Boston, Mass.
Ehlers, C. H., Philadelphia, Pa.

Digitized by Google

Eidlitz, Otto M., Eng., New York City.
Electrical Testing Laboratories, New York.
Elliott, Geo. K., Chief Chem. and Metallurgist, The Lunkenheimer Co., Cincinnati, Ohio.
Elliott, H. A., Amer. Rep. of G. Derihon Forge Works, Detroit, Mich.
Ely, T. N., New York City.
Emery, A. H., Civil Eng., Stamford, Conn.
Fackenthal, B. F., Pres. Thomas Iron Co., Easton, Pa.
Fairchild, Emg., New York City.
Farmer, F. M., Elec. Eng., New York City.
Fay, Henry, Prof., Mass. Institute of Technology, Boston, Mass.
Ferguson, Lewis R., Civil Eng., Philadelphia, Pa.
Fernall, R. H., Prof., Univ. of Penn., Philadelphia, Pa
Findley, A. J., Editor "Iron Age," New York.
Fireman, Peter, Cosmos Club, Washington, D. C.
Firmstone, F., Blast Furnace Manager, Easton, Pa.
Fisher, Henry W., Chief Eng., Standard Underground & Cable Co., Perth Amboy, N. J.
Flagg, Stanley G., Jr., Philadelphia, Pa.
Fleming, W. R., Chemist, Newport, Ky.
Fleming, Henry S., I Broadway, New York.
Fletcher, Andrew, Marine Engineer, Hoboken, N. J. By the Society of Naval Architects and Marine Engineers.
Force, H. J., Chemist, D., L. & W. R. R., Scranton, Pa.
Forrest, C. N., Ch., Chem. N. Y. Test. Lab., Maurer, N. J.
Fort, E. J., Chef Eng. Sewers, Borough of Brooklyn, N. Y.
Foucar, E. L., San Francisco, Cal.
Fougner, Hermann, Consulting Eng., New York.
Fowler, George L., Ass. Editor Railway Age Gazette, New York.
French, James B., Bridge Eng., New York.
French, James, Representing Lloyds' Register of Shipping, New York
Fretch, Wm. J., Riehle Bros., Philadelphia, Pa.
Fretcher, And., repr. Society of N. A and M. E., Hoboken, N. J.
Fuller, Almon H., Prof., Pacific N. W. Soc. of Engrs., Seattle, Wash.
Fulweiler, W. H., Un. Gas. Imp. Co., Philadelphia, Pa.
Gaines, Richard H., Engr., Board of Water Supply, New York.
Gannon, Thomas J., Eng. in Ch. Dept. Water, Gas and Elec., Brooklyn, N. Y.
Garritson, Eng., New York.
Geer, W. C., Akron, O.
Gibboney, Jas. H., Chf. Chemist, Norfolk & Western Ry., Roanoke, Va.
Gibbs, A. W., Mech. Eng., Philadelphia, Pa.
Gill, A. H., New York.
Goldsmith, Allan G., United States, Gambier, Ohio.
Goodell, J. M., Editor Engineering Record, New York.
Goodrich, E. P., New York.
Goss, Wm. F. M., University of Illinois, Urbana, Ill.
Gould, Wm. S., Pres. Fuel Eng., Co. of N. Y., New York.
Grayson, S. A., Jessup Steel Co., Washington, Pa.
Greene, H. L., Chf. Chem., J. H. Wiliams & Co., Brooklyn, N. Y.
Greenman, Russell S., Testing Eng., Albany Society of Civil Engineers, Department of State Engineering and Surveying, Albany, N. Y.
Greenwald, H. M., Cobleskill, N. Y.
Grieswold, H. C., Engr., repr. Ill Steel Co., Chicago, Ill.
Griffith, Wm., Mining Eng. and Geologist, Eng. Soc. Northeastern Pa., Scranton, Pa.
Griswold, E. M., (Guest of A. O. Backert), Syracuse, N. Y.
Hagar, Ed. M., Pres. Assn. Am. Portland Cement Mfrs., Chicago.
Halsey, F. A., Unadilla, N. Y.
Hamburger, Samuel, Tsst. Eng. Dept. of Bridges, New York.
Hammond, George T., Eng. in Ch. of Bureau of Sewers, Brooklyn, N. Y.
Handy, James O., Pres. of Eng. Soc. of Western Penna., Pittsburgh, Pa.
Hanna, W. C., Chemist, Cal. Portland Cement Co., Colton, Cal.
Harris, F. K., Intend. of Eng., U. S. Navy, Brooklyn, N. Y.

Digitized by Google

Hartranft, Wm., Pres., Wm. Hart Cement Co., Philadelphia, Pa.
Haswell, J. C. (Guest of A. O. Backert), Marion, Ind.
Hatt, Wm., Prof. Purdue Univ., Lafayette, Ind.
Hay, J. T., The Stark Rolling Mill Co., Canton, Ohio.
Heckel, G. B., New York.
Heidenreich, E. Lee, Chief Eng. Builders Material Supply Co., Kansas City, Mo.
Helwig, Alfred, Engr. Edison Elec. Ill. Co., Brooklyn, N. Y.
Henry, Alex. S., V. P. Railway Steel Spring Co., New York.
Henry, John A., Chf. Inspr. Homestead Steel Wks., Carnegie Steel Co., Munkall, Pa.
Herreshoff, J. B., Sc. D., New York.
Herring, Rud., Hydraulic and Sanitary Eng., New York.
Hibbard, Henry D., Cons. Eng., Plainfield, N. J.
Hibbs, M. E., Structural Eng., Philadelphia, Pa.
Hill, H. P., New York.
Hill, Nicholas S., Jr., Consulting Engineer, New York.
Hilles, Raymond W., Sales Mgr., S. H. French & Co., Philadelphia, Pa.
Hodge, H. W., Eng., New York.
Hodges, H. B., Purch. Agt. L. I. R. R., New York.
Hoff, Olaf, Consulting Engineer, New York.
Hoffman, J. D., Prof., Am. Soc. of Heat and Vent. Engs., Lincoln, Neb.
Holmes, J. A.
Holst, J. L., Civil Eng., Grand Cent. Sta., New York.
Holton, E. C., Chemist, Cleveland, O.
Hopkins, G. A., Chief Metallurgist, Carnegie Steel Co., Munhall, Pa.
Horn, Harold J., John Roebling's Sons Co., Trenton, N. J.
Hovey, O. E., Asst. Chief Eng., Amer. Bridge Co., New York.
Howard, James Waite, New York.
Howard, Jas. E., Bureau of Standards, Washington, D. C.
Howard, O. Z., Eng., New York.
Howe, Henry M., Prof., Pres. I. A. T. M., Bedford Hills, N. Y.
Humphrey, Richard L., Consulting Eng., repr. U. S. Govt., Philadelphia, Pa.
Hunnings, S. V., Eng. of Tests, American Locomotive Co., Schenectady, N. Y.
Hunt, R. W., Pres. A. S. T. M., Inst. Mech. Eng. of Great Britain, Chicago, Ill.
Huston, Charles L., Lukens Iron and Steel Co., Coatesville, Pa.
Hutchinson, F. L., Sec. Amer. Inst. of E. E., N. Y.
Hyde, Lincoln, Prof., Columbia, Mo.
Ingalls, F. P., Chemist, Brooklyn, N. Y.
Irons, Robert H., Gen. Supt. Central Iron and Steel Co., Harrisburg, Pa.
Isbester, G. C., Sales Agent Rail Joint Co., New York.
Jeffers, John M., Oil Inspr. Natl. Tube Co., McKeesport, Pa.
Jennings, Robert E., 2d. Titan Steel Casting Co., Newark, N. J.
Jobson, T., Crucible Steel Co. of America, Atha Works, Harrison, N. J.
Jones, C. R., College Engineer, Western Virginia Univ., Morgantown, W. Va.
Jones, Jesse L., Westinghouse Electric & Mfg., Co. Pittsburgh, Pa.
Jones, Morgan T., Chicago, Ill.
Kaemmerling, Gustav, Capt. U. S. Army, Bureau of Steam Engrs., Navy Dept., Washington, D. C.
Kaufman, Gustave, Brooklyn, N. Y.
Kay, Edgar B., Prof., Alabama R. R. Commission, University, Ala.
Keller, Karl, Keuffel & Esser Co., Hoboken, N. J.
Kelsey, Victor V., Chemist, Carolina, Clinchfield & Ohio Ry., Erwin, Tenn.
Kendall, F. G., Mech. Eng., New York.
Kenney, E. F., Metallurgical Eng., Cambria Steel Co., Johnstown, Pa.
Kenney, Lewis H., Draftsman-in-Charge, Machinery Division, U. S. Navy Yard, Philadelphia, Pa.
Kent, R. T., Editor of Iron Age, New York.
Kershaw, Wm., H. Civil Eng., The Texas Co., New York.
Kinhead, J. A., Resident Manager Iron Co., New York.
Kinney, Wm. M., Asst. Insp. Eng., Univ. Portland Cement Co., Pittsburgh, Pa.
Kirchhoff, C., New York.
Kirchhoff, Mrs. C., New York.
Knap, J. M., Treasurer, Am. Soc. Elec. Eng., New York.
Knowlton, A. R., New York.
Koch, George B., Physical Laboratory, Altoona, Pa.

Digitized by Google

Kraus, W. G., Manager, Natl. Malleable Casting Co., Sharon, Pa.
Krauss, E. E., Secretary Natl. Assn. of Cement Users, Philadelphia, Pa.
Kreuzpointner, Paul, Penn. R. R. Co., Altoona, Pa.
Kunz, George F., Pres. Amer. Science and Hist. Assn., New York.
Lake, E. F., Cleveland, Ohio.
Lake, Edward N., Boston, Mass.
Land, Emory S., Constructor, Navy Dept., Washington, D. C.
Landis, Walter, S. M S., Professor, South Betlehem, Pa.
Lanza, Gaetano, Cons. Eng., Baldwin Locom. Wks., Philadelphia, Pa.
Lattin, Robert B., Elec. Eng., The Johns-Pratt Co., Hartford, Conn.
Laureyns, G. G., C. E. Rep. Marc Eidlitz & Son, N. Y.
Lawrie, James W., Chief Chem., The Pullman Co., Chicago, Ill.
Lawson, T. R, Prof., Rensselaer Polytechnic Institute, Troy, N. Y.
Leonard, Z. B., Eng. in Charge, Perfection Spring Co., Cleveland, Ohio.
Lesley, Robt. W., Pres. Amer. Cement Co., Philadelphia, Pa.
Lindenmuth, L. B., Penn. Steel Co., Steelton, Pa.
Lindenthal, Gustav, New York.
Linder, Oscar, West. Elec. Co., Chicago, Ill.
Lindhard, P. J., Sec. of "Smidth Co.," New York City.
Litchfield, Norman, Rep. Amer. Electric Railway Engineering Assn., New York.
Lober, John B., Pres. Vulcanite Porti Cement Co., Philadelphia, Pa.
Lorenz, G. G., New York.
Loudenbeck, Harry, Chief Chem., Westinghouse Airbrake Co., Wilmerding, Pa.
Lovell, Alfred, Cons. Eng., Philadelphia, Pa.
Low, F. R., Editor "Power", Inst. of Operating Eng., New York.
Lucas, Georg L., Gen. Insp. Material, Public Service Commission, New York City.
Lundberg, Chas., "Iron Age", New York.
Lynch, T. D., Research Eng., Westingtouse Elec. & Mfg. Co., Pittsburgh, Pa.
McCready, E. B., Allentown Teat. Lab., Allentown, Pa.
McCulloch, John A., McKeesport, Pa.
McDonnell, M. E., P. R. R., Altoona, Pa.
McFarland, G. S., Chemist, The Wyman & Gordan Co., Worcester, Mass.
McFarland, H. B., Eng. of Tests, Santa Fé R. R., Topeka, Kan.
McFarland, J. A., Chem. and Eng., St. Louis & S. F. R. R., St. Louis, Mo.
McGrady, J. W., Munhall, Pa.
McKenna, Chas. F., New York
McLeod, John, Asst. to Pres. Carnegie Steel Co., Pittsburgh, Pa.
McNaugher, D. W., Civil Engineer, Pittsburgh, Pa.
McPherran, R. S., Chemist, Milwaukee, Wis.
Macmichol, Charles, Washington, D.C.
Macomb, John d'N., Off. Eng., A., T. & S. F. R. R., Topeka, Kan.
Mackenzie, Kennedy G., Cons. Chem., Texas Co., Bayonne, N. J.
Malmros, N. L., Am. Soc. Swedish Engrs., Cons. Arch., Am. Soc. of Swedish Engrs., Brooklyn, N. Y.
Marburg, Edgar, Prof., Univ of Penna., Philadelphia, Pa.
Marston, A., New York.
Methews, John A., Mgr., Halcomb Steel Co., Syracuse, N. Y.
Mead, Chase A., Eng. of Bridges, Upper Montclair, N. J.
Merriman, Mansfield, Past Pres. A. S. T. M., New York.
Meyer, E. D, Pres. of Heine Boiler Co., New York City.
Michelin, Marcel, Milltown, N. J.
Miller, Rudolph P., Supt. of Bldgs., New York City.
Miner, Jos. L., Chem., New York City.
Mock, J. C., Eng., Railway Signal Assn., Detroit, Mich.
Mogensen, Olaf E., Civil Eng., F. L. Smidth & Co., New York and Copenhagen, New York City.
Moisseiff, Leon S., Eng. of Design, Dept. of Bridges, New York.
Moldenke, Richard, Prof., Sec. Am. Foundrymens' Assn., Watchung, N. J.
Molleson, George E., New York.
Monroe, C. E., New York.
Moore, Herb. F., Urbana, Ill.
Moore, Wm. H., Eng. of Bridges, New Haven, Conn.
Morris, D. A., Rep. Nelson Valve Co., Philadelphia, Pa.

Digitized by Google

Morse, F. B., Gulick-Henderson Co., New York.
Moyer, Albert, Vulcanite Port. Cem. Co., New York.
Mueser, Wm., Civil Engineer, New York.
Murray, W. H. G., Solvay Process Co., Syracuse, N. Y.
Murry, W. H., Solvay Process Co., Binghamton, N. Y.
Myer, C. R., Insp. Eng., Western Elec. Co., New York.
Nelson, E. D., Summit, N. J.
Nickerson, J. F., Editor "Ice and Refrigeration", Chicago, Ill.
Nielson, A. T., Civil Eng., East Orange, N. J.
Noble, Alfred, Civil Eng., Inst. of Civil Engrs., New York.
Norris, George L., Eng. of Test., Am. Vanadium Co., Pittsburgh, Pa.
O'Hara, J. M., Official Cement Tester, So. Pac. Co., San Francisco, Cal.
Olsen, Louis W., Sept., Ohio Brass Co., Mansfield, Ohio.
Olsen, Thorsten Y., with Tinius Olsen & Co., Philadelphia, Pa.
Olsen, Tinius, Eng., repr. Tinius Olsen & Co., Philadelphia, Pa.
Orton, Edward, Jr., New York.
Osborne, Charles G., Illinois Steel Co., Chicago, Ill.
Owen, James, Civil Eng., Newark, N. J.
Owens, R. B., Sec. Franklin Inst., Philadelphia, Pa.
Page, Logan Walter, New York.
Parker, J. H., Met. Eng., Carpenter Steel Co., Reading, Pa.
Parker, Wm. P., Concrete Steel Engineering Co., New York.
Patrick, C. P., Master Boilermakers' Assn., Cleveland, O.
Patsig, M. L., Test. Eng., City of Des Moines, Des Moines, Iowa.
Patton, A. G., Nat. Fire Protection Assn., Boston, Mass.
Pease, Burton H., Carnegie Steel Co., Sharon, Pa.
Pease, F. N., Chemist, Penn. R. R., Altoona, Pa.
Penney, R. L., Winchester Arms Co., New Haven, Conn.
Perrine, H., Eng., New York City.
Perry, R. S., New York.
Peterson, G., Eng., Carnegie Steel Co., Philadelphia, Pa.
Petinot, N., Metallurgist, Titanium Mfg. Co., Niagara Falls, N. Y.
Phinney, C. H., Inspection Dept., Associated Factory Mutual Fire Insurance Co., Boston, Mass.
Pinkerton, Andrew, Electrical Engineer, American Sheet & Tin Plate Co., Pittsburgh, Pa.
Polk, Anderson, Lowe Bros. Co., Baltimore, Md.
Porter, H. F. J., Sec. of Organizing Committee, New York City.
Porter, J. M., Professor of Civil Engineering, Lafayette College, Easton, Pa.
Potter, Alex., Cons. Civil Eng., New York.
Potts, Stephen C., Penn. R. R., Altoona, Pa.
Prevost, Hubbard, New York.
Price, Frank, Chief Insp. Isthmian Canal Com., Pittsburgh, Pa.
Provost, A. J., Jr., New York.
Pulligny, Jean de, Chief Engineer, New York City.
Raquet, E. H., Chief Chemist, N. Y., N. H. & H. R. R., West Haven, Conn.
Ray, D. H., Dr., New York City.
Reminger, Henry A., Chemist, Lehigh Portland Cement Co., Allentown, Pa.
Remlinger, J. R., Eng., New York.
Reynolds, O. F., Chief Chem., Missouri Pacific R. R., St. Louis, Mo.
Rice, Calvin W., Sec., Am. Soc. Mech. Engrs., New York.
Richards, Jos. W., Prof. of Metallurgy, Lehigh Univ., repr. International Congress of Applied Chem., South Bethlehem, Pa.
Richardson, Clifford, Cons. Eng., New York City.
Rigg, E. H., Naval Arch., N. Y. Shipbuilding Co., Camden, N. J.
Rinald, C. D., Print. Mfr., Philadelphia, Pa.
Risteen, A. D., Eng., Travellers' Ins. Co., Hartford, Conn.
Ritter, Daniel E., Ass. to President, Lehigh Portland Cement Co., Allentown, Pa.
Robertson, H. H., Beaver Falls, Pa.
Rockwell, W. F., Chief Insp., repr. Ill. Steel Co., Gary, Ind.
Rodgers, S. M., Metallurgist, Amer. Steel Wks., Pittsburgh, Pa.
Rogers, Fred E., Editor "Machinery", Amer. Museum of Safety, New York City.

Digitized by Google

Rowland, Wm. S., The Stanley Works, New Britain, Conn.
Rugg, W. S., West. Elect. Co., New York City.
Ruiloba, J. A., U. S. Steel Corpn, New York City.
Rys, C. F. W., Carnegie Steel Co., Pittsburgh, Pa.
Sabin, A. H., Chem., Natl Lead Co., Flushing, N. Y.
Sague, J. E., Member Public Serv. Com., Albany, N. Y.
Sauveur, Albert, Prof., Harvard Univ. Cambridge, Mass.
Schaeffer, J., Chief Chem., Picker Lead Co., Joplin, Mo.
Schmitt, F. E., "Engineering News", New York City.
Schneider, C. C., Cons. Eng., Philadelphia, Pa.
Schott, Otto, Dr. Phil., Consulting Eng., Technical Verein von N. Y., New York.
Schreiber, Martin, Eng. M. of W., Pub. Serv. Ry., Newark, N. J.
Schuhmann, Geo. (Mrs. Sauveur), V. P. & Gen. Mgr., Reading Iron Co., Reading, Pa.
Schuyler, Mont., Eng. Test. Lab., City of St. Louis, St. Louis, Mo.
Seaman, Henry B., Consulting Eng., New York City.
Seaman, H. J., Supt., Atlas Cement Co., Catasauqua, Pa.
Shankland, E. C., Chicago, Ill. By the American Society of Civil Engineers.
Sharp, C. H., New York.
Sharples, Ph. P., Chemist, Boston, Mass.
Sheafe, J. A., Mech. Eng., Ill. Cent. R. R., Chicago, Ill.
Shepard, Wm., Kent Prof. Yale Univ., New Haven, Conn.
Shore, Albert F., Pres., Shore Instrument Co., New York City.
Shuman, Jesse J., Insp. Eng., Jones & Laughlin Steel Co., Pittsburgh, Pa.
Simmons, A. J., New York.
Sivyer, F. L., (Guest of A. O. Backert) Milwaukee, Wis.
Skinner, C. E., Eng. Western Elec. Co., Am. Inst. Elec. Engrs., East Pittsburgh, Pa.
Smith, Willard A., Representing the Railway Review, Chicago, Ill.
Snow, J. P., Consulting Eng., Boston, Mass.
Souther, Henry, Metallurgist, Soc. Automobile Engrs., Automobile Board of Trade, Hartford, Conn.
Spackman, H. S., Engr., Henry Sprakman Eng. Co., Philadelphia, Pa.
Speer, Jos. T., Major, by the American Foundrymen's Association, Pittsburgh, Pa.
Speller, Frank N., Metallurgical Eng., National Tube Co., Pittsburgh, Pa.
Sprague, L. G., Chf. Chem. Virginia Port. Cem. Co., Fordwick, Va.
Stafford, S. G., Pres. Vulcan Crucible Steel Co., Aliquippa, Pa.
Sterling, E. A., by the American Wood Preservers Association, Philadelphia, Pa.
Stevenson, A. A., Vice-Pres. Standard Steel Works Co., Assn. of Steel Mfrs., Philadelphia, Pa.
Stevenson, Taylor, Pres., Institute of Naval Arch'ts of Great Britain, New York.
Steward, J. T., New York.
Stone, George C., Metallurgist, repr. N. J. Zinc Co., New York.
Stoughton, Bradley, Metallurgist, New York.
Strachan, Robert C., Asst. Eng., Dept. of Bridges, City of New York, Richmond Hill, N. Y.
Stratton, S. W., U. S. Bureau of Standards, Washington, D. C.
Strobel, A., New York.
Strobel, Chas. L., Consulting Eng., Chicago, Ill.
Struthers, Joseph, Dr., Sec. of Am. Inst. of Mining Engrs., New York.
Studle, Colin, Penn. R. R., New York.
Stutz, Ernest, New York.
Swain, Geo. F., Prof., Graduate School of Applied Science, Harvard University, Pierce Hall, Cambridge, Mass.
Swenson, Emil, New York.
Talbot, Arthur N., Prof., Univ. of Illinois, Urbana, Ill.
Taylor, Knox, Pres. Taylor Iron and Steel Co., High Bridge, N. J.
Thomas, H. S., Amer. Brass Co., New York.
Thompson, Gust. W., Chemist, Natl. Lead Co., Brooklyn, N. Y.
Thompson, Sanford E., Consulting Engineer, Newton Highlands, Mass.
Thorpe, J. B., Engr., Ill. Steel Co., Gary, Ind.

Digitized by Google

Thurnauer, Gustav.
Tiemann, H. P., Carnegie Steel Co., Pittsburgh, Pa.
Tolman, W. H., Director of Amer. Museum of Safety, New York.
Touceda, Enrique, Albany, N. Y.
Towne, Thomas, Eastern Mgr. N. Y. State Steel Co., New York.
Trautwine, John C., Jr., New York.
Tretch, Wm. J. (Riehle Bros.), Philadelphia, Pa.
Tucker, Herman Franklin, Consulting Eng., Washington, D. C.
Turneaure, F. E., New York.
Uhler, J. L., Metallurgist, Union Steel Casting Co., Pittsburgh, Pa.
Van Debogarh, W. R., New York.
Viola, B., New York.
Von Eltz-Rubenach, Baron P., State Constructor, German Consulate-General, New York.
Von Schrenk, Hermann, New York.
Voorhees, S. S., New York.
Wagner, Fred H., Chf. Eng., Bartlett Hayward Co., Baltimore, Md.
Wagner, Samuel Tobias, Ass. Eng., Phila & Reading Ry. Co., Philadelphia, Pa.
Waldo, Leonard, Eng., New York.
Waldo, R., Doctor, New York.
Walker, Arthur L., Prof., Representing Congress for Applied Chemistry, Columbia University, N. Y. City.
Walker, B. J., (Guest of A. O. Backert), Erie, Pa.
Walker, William H., New York.
Wallace, John F., New York.
Walter, L. W., Cement. Insp. Erie R. R., Jersey City, N. J.
Ward, H. H., Knickerbocker Port. Cement Co., New York.
Warner, Geo. C., Sillivan Machinery Co., Carlemont, N. H.
Watt, J. H., Chf. Chem., Pittsburgh Steel Co., Monesson, Pa.
Webster, Geo. S., New York.
Webster, W. R., Vice-Pres. Bridgeport Brass Co., Bridgeport, Conn.
Webster, Wm. R., Cons. Eng., Philadelphia, Pa.
Welles, Paul, Western Electric Co., New York.
Wemlinger, J. R., Delegate American Society of Engineering Contractors, New York City.
White, G. A., Metallurgist, Am. Sheet & Tin Plate Co., Pittsburgh, Pa.
White, Geo. D., Patton Paint Co., Newark, N. J.
White, John A., Chief Chem., Studebaker Corp., South Bend. Ind.
Wiese, H. B., Parkesburg Iron Co., Parkesburg, Pa.
Wight, Frank C., Editor "Engineering News", New York.
Wiley, W. H., Haines Falls, N. Y.
Wiley, W. O., Treas. of Exec. Com. of I. A. T. M. Congress, New York City.
Williams, Arthur, Pres., Amer. Museum of Safety, N. Y.
Wilson, H. M., Engineer in charge, Bureau of Mines, Pittsburgh, Pa.
Wilson, Percy H., Sec. Assn. of Amer. Port. Cem. Mfrs., Philadelphia, Pa.
Withey, M. O., Asst. Prof., Madison, Wis.
Wixchorst, M. N., Eng. of Tests., Chicago, Ill.
Wolfe, H. C., Midvale Steel Co., Philadelphia, Pa.
Wood, E. R., Jr., Manufacturer, Philadelphia, Pa.
Wood, Walter, Eng., R. D. Wood & Co., Philadelphia, Pa.
Woodwell, J. E., Cons. Eng., Mt. Vernon, N. Y.
Woolson, Ira H., Cons. Eng., Natl. Board Fire Underwriters, New York City.
Young, C. D., Eng. of Tests, Penn. R. R., Altoona, Pa.
Young, T. B., New York.
Zimmerschied, K. W., Metallurgist, Gen'l Motor Co., Detroit, Mich.

Digitized by Google

VERZEICHNIS DER DAMEN.

Belgien.

Hubert. Mme. Herman.
Ortmans, Mme. Jean.
Rabozee, Mme. H J.

Canada.

Sproule, Mrs. G., Montreal, Canada.
Whealler, Miss, Beamsville, Ontario, Canada.

Deutschland.

Barth, Frau Frederick.
Dyckerhoff, Frau Aug.
Gary, Frau Max.
Jahnke, Frau F.
Prüssing, Frau Paul.
Prüssing, Fräulein M.
Sperber, Frau F.

Frankreich.

Damour, Mme. André.
Pisart, Mme. Ferd.

Großbritannien.

Blount, Mrs. Bertram.

Italien.

Scifoni, Mme. Enrico.

Niederlande.

Kley, Frau P. D. C.
Kley, Fräulein.

Norwegen.

Hiorth, Frau F.
Oppegaard, Frau K.

Österreich.

Deinlein, Frau Alfred.
Hansen, Frau Otto.
Zugmayer, Frau Otto.

Digitized by Google

Rußland.

Belelubsky, Mrs. N.
Davidenkoff, Mrs. Nicholas.
Gagarin, Princess Sophia.
Gagarin, Princess Mary.
Koroleff, Miss Marie.
Marnetz, Mrs. Marie.

Schweiz.

Frey, Frau Rudolph.
Peter, Fräulein Lina.

Ungarn.

Misangyi, Mme. W.
Novak, Mme. Teodor.
Papp, Mme. Joh.
Rejtö, Mme. A.
Zielinsky, Mme. C.

Vereinigte Staaten von Nordamerika.

Abbott, Mrs. Franklin E., Buffalo, N. Y.
Bowman, Mrs. Austin Lord, New York City.
Boylston, Miss M. A., New York City.
Boylston, Mrs. H. M., New York City.
Boylston, Mrs. T. W., New York City.
Burdett, Mrs. F. A., New York.
Burrows, Mrs. Chas. W., Washington, D. C.
Campbell, Mrs. F. L, Schenectady, N. Y.
Carson, Mrs. C. E., Latrobe, Pa.
Chapman, Mrs. C. M., New York City.
Cole, Mrs. F. J., Schenectady, N. Y.
Corwine, Mrs., New York City.
Dudley, Mrs. P. H., New York City.
Dunning, Mrs. Hubert, New York City.
Farmer, Mrs. F. M., New York City.
Fowler, Mrs. George L., New York.
Hall, G. P., Mrs., High Bridge, N. J.
Hanna, Mrs. W. C., Colton, Cal.
Hoene, Mrs. W. W., Pittsburgh, Pa.
Howe, Henry M., Mrs., Bedford Hills, N. Y.
Hunt, Mrs. R. W., Chicago, Ill.
Irons, Mrs. Robert H., Harrisburg, Pa.
Jeffers, Mrs. John M., McKeesport, Pa.
Jobson, Mrs. T., Newark, N. J.
Kunz, Miss (Guest), New York.
Loudenbeck, Mrs. Harry, Wilmerding, Pa.
Lovell, Mrs. Alfred, Philadelphia, Pa.
Lucas, Mrs. Georg L., New York City.
McCready, Mrs. E. B., Allentown, Pa.
McFarland, Mrs. H. B., Topeka, Kan.
McFarland, Mrs. J. A., St. Louis, Mo.
McVay, Miss, New York City.
Macomb, Mrs. John d'N., Topeka, Kan.
Merriman, Mrs. Mansfield, New York.
Miller, Mrs. Rudolph P., New York City
Moldenke, Mrs. Richard, Watchung, N. J.
O'Hara, Mrs. J. M., San Francisco, Cal.
Olsen, Mrs. L. W., Mansfield, Ohio.
Olsen, Mrs. Thorsten Y., Philadelphia, Pa.
Olsen, Mrs. Tinius, Philadelphia, Pa.
Schmitt, Mrs. F. E., New York City.
Schneider, Mrs. C. C., Philadelphia, Pa.
Shuman, Mrs. Jesse J., Pittsburgh, Pa.
Stafford, Mrs. S. G., Aliquippa, Pa.
Stoughton, Mrs. Bradley, New York.
Talbot, Mrs. Arthur N., Urbana, Ill.
Talbot, Miss, Urbana, Ill.
Taylor, Mrs. Knox, High Bridge, N. J.
Tiemann, Mrs. H. P., Pittsburgh, Pa.
Watt, Mrs. J. H., Monesson, Pa.
Wixchorst, Mrs. M. H., Chicago, Ill.
Wolfe, Mrs. H. C., Philadelphia, Pa.
Zimmerschied, Mrs. K. W., Detroit, Mich.

Digitized by Google

Digitized by Google

I. Vollversammlung

abgehalten im Festsaale des Vereinsgebäudes der Ingenieur-Vereine, New York, Dienstag, den 3. September 1912.

Herr Robert W. Hunt, Vorsitzender des Amerikanischen Verbandes für Materialprüfung, eröffnet die Sitzung um 10 Uhr 20 Minuten mit folgender Ansprache:

Hochverehrte Damen und Herren! Es ist mir eine angenehme Pflicht und ein Vergnügen, Sie heute hier herzlich willkommen zu heißen, nicht nur hier in diesem Saale, wo wir im Begriff stehen, unseren Kongreß zu eröffnen, sondern in diesem Lande, in das ja so viele unsere Mitglieder viele Meilen teils zu Land und teils zu Wasser gekommen sind, um an den Beratungen teilzunehmen. Wir geben der Hoffnung Ausdruck — nicht nur im Namen des Organisationskomitees, sondern im Namen des ganzen Amerikanischen Verbandes für Materialprüfung — daß die Ergebnisse Ihrer Arbeit Ihnen die vielen Mühen und Gefahren der weiten Reise, die Sie zurücklegen mußten, reichlich entgelten mögen. Wir möchten nur noch den Wunsch ausdrücken, daß jeder von Ihnen nach Beendigung Ihres Aufenthaltes in diesem Lande seine Heimat wieder glücklich erreiche. Wir heißen Sie herzlich willkommen! (Beifall.)

Bevor die Verhandlungen beginnen, wünscht Herr Geheimrat Martens aus Berlin das Wort zu einem Antrage.

H. Vize-Präsident Geh. Rat A. Martens: Hochgeehrte Versammlung! Nach dem im Jahre 1909 erfolgten Hinscheiden unseres verehrten Präsidenten Dr. Dudley hat der Vorstand Herrn Prof. H. M. Howe zum Leiter der Präsidialgeschäfte ernannt; das Recht der Ernennung zum Präsidenten des Verbandes stand dem Vorstand nach den Statuten nicht zu, da dieses Recht nur dem Kongresse vorbehalten ist. Herr Prof. Howe hat während der verflossenen drei Jahre die Präsidialgeschäfte mit einem Eifer und Erfolg geführt, die ihm den Verband zu innigstem Dank verpflichtet. Der Vorstand erlaubt sich daher den Antrag zu stellen, der Kongreß möge, bevor er seine Verhandlungen

Digitized by Google

beginnt, Herrn Prof. H. M. Howe für den Rest seiner Tätigkeit an der Spitze unseres Verbandes zum Präsidenten des Verbandes ernennen. (Lebhafter Beifall.)

H. R. W. Hunt: Ihr lebhafter Beifall hat deutlich bewiesen, daß Sie dem Antrag, Herrn Prof. H. M. Howe zum Präsidenten des Verbandes zu ernennen, zustimmen. Es ist mir hiemit ein Vergnügen, Herrn Präsidenten H. M. Howe um Übernahme des Vorsitzes zu bitten.

Präsident Howe dankt für die Ehrung, übernimmt den Vorsitz und erteilt dem Chef des Ingenieurkorps der Armee der Vereinigten Staaten, Herrn General William H. Bixby, als Vertreter des Präsidenten der Vereinigten Staaten, das Wort.

Rede des H. Generals W. H. Bixby.

Herr Präsident, Herr Gouverneur, Herr Comptroller, meine Herren Vertreter der fremden Nationen, Mitglieder des Internationalen Verbandes für Materialprüfungen der Technik! Meine Damen und Herren! Infolge wichtiger Arbeiten und Verpflichtungen ist Präsident Taft zu seinem großen Bedauern verhindert, persönlich hier zu erscheinen. Er hat mich deshalb ersucht, ihn zu vertreten, Ihnen in den Eröffnungsfeierlichkeiten Ihres Kongresses zur Seite zu stehen und in seinem Namen die fremden Besucher in den Vereinigten Staaten willkommen zu heißen.

Herr Präsident Taft hat es sich allezeit zur Ehre angerechnet, den Kongressen, die der Förderung der Interessen friedlicher Künste und Wissenschaft dienen, persönlich beizuwohnen. Er ist von der Überzeugung durchdrungen, daß der natürliche Fortschritt der Welt dahin gehen sollte, eine Stufe zu erreichen, bei der die beste Verteidigung eines Landes gegen seinen Nachbar in der Stärke der gegenseitigen industriellen und kommerziellen Interessen und der persönlichen Beziehungen liegt.

Präsident Taft würdigt vollkommen das Bedürfnis nach gründlicher Untersuchung der Eigenschaften und Verwendbarkeit aller Materialien, sowie das Bedürfnis nach Versuchen, welche die Verwendung ungeeigneter und unwirksamer Materialien ausschließen, die Verwendung der wirksamsten sichern und den Weg zu einer künftigen, möglichst weitgehenden Verbesserung der Materialien selbst sowie ihrer Verwendungsart anbahnen.

Die Sicherheit all unserer Fabriken, unserer Geschäftshäuser und landwirtschaftlichen Gebäude, unserer Wohnungen und selbst

Digitized by Google

unseres Lebens hängt in großem Maße von der Qualität des verwendeten Eisens, Stahles und Zementes ab. Es darf uns deshalb weiter nicht wundern, wenn die Diskussion über diese Materialien einen sehr großen Teil der Zeit in Anspruch nehmen wird, die für diesen Kongreß bestimmt ist.

Im internationalen Zusammenwirken stehen die Vereinigten Staaten infolge ihrer Jugend noch in hinteren Reihen. Sie sind jedoch bestrebt, mit jugendlichem Eifer allen solchen Arbeiten die größtmöglichste Unterstützung angedeihen zu lassen.

Vor zwanzig Jahren gab es in der ganzen Welt kaum ein halbes Dutzend internationaler Verbände. In diesem Jahre sind in den Vereinigten Staaten allein wenigstens sechs solcher Verbände zusammengetreten: jener für die Friedensbestrebungen, für Hygiene, für Schiffahrt, für angewandte Chemie, der Verband der südamerikanischen Staaten, sowie der Verband für Materialprüfungen. Und in diesem Verbande, in welchem heute 27 Nationen vertreten sind, stellen die Vereinigten Staaten allein fast den vierten Teil der Mitglieder bei.

Wir Amerikaner haben bereits einzusehen begonnen, daß der größte Fortschritt nur durch Ausdehnung der Forschung über engere lokale Grenzen hinaus, durch Vergleiche der gewonnenen Leistungen aller Orte, aller Völker und aller Länder erreicht werden kann.

Während wir Amerikaner ebenso wie die Angehörigen anderer Länder den Fortschritt anstreben, sind wir uns klar darüber, daß dieser nur langsam und durch einwandfreie Methoden erreicht werden kann und auf Wegen, die in geschäftlicher wie in wissenschaftlicher Hinsicht gangbar sind. Diese Art des Fortschrittes ist die einzige, durch die auf dem billigsten Wege und ohne Gefährdung der Gesamtinteressen der Menschheit die besten Resultate erzielt werden können.

Wir Amerikaner, soweit ich im Namen der Vereinigten Staaten sprechen darf, sind glücklich, daß die ausländischen Mitglieder dieses Verbandes hier in New York, der großen, blühenden und in überraschendem Maße wachsenden Hafenstadt, dem geschäftlichen Mittelpunkt dieses Landes, amerikanischen Boden betreten haben. Wir freuen uns ferner, daß Sie nach dem Programm des Organisationskomitees noch andere politische und industrielle Zentren des Ostens der Vereinigten Staaten besuchen werden. Wir möchten Sie auch darauf aufmerksam machen, daß der Süden, die Mitte und der Westen der Vereinigten Staaten einen interessanten Aufschwung zeigen, und daß auch diese Gegenden ebenso gastfreundlich und bereit sein werden, alle

Digitized by Google

willkommen zu heißen, die ihnen einen Besuch abstatten wollen. Im Jahre 1915 werden in Kalifornien zwei nationale Ausstellungen anläßlich der Vollendung des Panamakanals stattfinden und alle Ausländer sind zum Besuche dieser Ausstellungen herzlichst eingeladen.

Wir hoffen, daß die Gäste, wenn sie unser Land verlassen, in ihre Heimat die Überzeugung mitnehmen werden, daß die Vereinigten Staaten in ihrer Arbeit unausgesetzt jener Zeit entgegensehen, in der alle Länder gleich würdige und miteinander übereinstimmende Ideale haben, in der die Arbeit überall den durch die lokalen Verhältnisse gegebenen besten Ertrag liefert und in der internationale Beziehungen herrschen werden, die die Menschheit verbrüdern und das Beste für die ganze Welt anstreben. (Lebhafter Beifall.)

Der Präsident erteilt dem Gouverneur des Staates New York, Exz. John A. Dix, das Wort:

Rede des H. Gouverneurs John A. Dix:

Herr Präsident! Meine Damen und Herren, Mitglieder des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik! Im Namen des Staates New York heiße ich Sie willkommen. Ein dreifaches Willkommen entbieten wir Ihnen dafür, daß Sie diesen Staat und dieses Land mit der Abhaltung Ihres Kongresses beehrt haben. Wir leben in einem Zeitalter der Arbeit und der Erwartung. Seit dem Beginn der Welt hat Kauf und Tausch im menschlichen Leben eine hervorragende Rolle gespielt. Die Prüfung der Materialien gibt einen Beweis für ihre Beschaffenheit. Gründlichkeit und Genauigkeit sind die Merkmale geistiger Schulung und Sie, die Sie an der großen Arbeit der Entwicklung der Wohnstätten, der Erzeugnisse und aller Dinge, die die Menschheit benötigt, hier teilnehmen, sind berechtigt, von allen Nationen, allen Ländern und allen Klassen der Bevölkerung die Anerkennung zu beanspruchen, die Sie verdienen.

Wir verdanken Ihrer Mitarbeit, Ihrem gründlichen Studium und der Verbreitung Ihrer gründlichen Kenntnisse einen Fortschritt der ganzen Welt; nur durch gründliche Kenntnisse wird es gelingen, Gefahren zu vermeiden, das Leben zu behüten und allen denen, die unsere Städte bewohnen, den notwendigen Schutz zu gewähren, um jene großen industriellen Unternehmungen, jene mächtige kommerzielle Tätigkeit aufrechterhalten zu können, die die Bedeutung der Nation ausmachen.

Digitized by Google

Die Wissenschaft der Zeitmessung, der Messung von Entfernungen, von Material, Quantität geht universeller Vereinheitlichung zu. Die Erreichung solcher einheitlicher Normalmaße ist ein Ideal, das jeder anstreben muß. Im Wirtschaftsleben gibt es nur wenig anderes zu lösen außer der Frage der Ernährung und der Behausung. Der Besitz entsprechender Wohnstätten für Menschen schließt auch alle Sicherungen des Lebens in sich, er bedeutet den christlichen Einfluß im Heim und am Herd. Aber auch die Beschaffung von geeigneten Räumen für die Arbeitenden ist eine Frage, die die größte Aufmerksamkeit verdient. Dieser Punkt sollte Ihnen besonders wichtig sein sowie allen jenen, die das Glück hatten, eine hohe technische Ausbildung zu erhalten, führende Stellungen an Universitäten und Lehranstalten einzunehmen.

Auf Ihnen, meine Herren, lastet eine große Verantwortung. Sie müssen die großen Gelegenheiten, die Ihnen Ihre Stellung bietet, freigebig und selbstlos ausnützen. Sie müssen Lehrer sein. Bei den großen Aufgaben unseres Lebens müssen wir darauf bedacht sein, nichts zu verschwenden. Unsere Pflicht gegenüber kommenden Geschlechtern ist es, weise zu wirtschaften mit unseren gegenwärtigen Hilfsquellen — wie z. B. den Kohlenfeldern, mit denen wir oft so verschwenderisch umgehen, obgleich sie die Grundlage für den Reichtum künftiger Generationen bilden sollen. Wir müssen uns fragen: Sollen wir diese Hilfsquellen jetzt aufbrauchen und es den Kommenden überlassen, ihr Heil selbst zu suchen, oder sollen wir mit allen unseren Möglichkeiten, mit allen unseren Hilfsquellen haushalten und sie mit größtem Vorteil ausnützen?

Der Staat New York ist nicht mit Mineralreichtum oder Ölfeldern gesegnet, aber er ist gesegnet mit einer Quelle nie versagender Kraft von den Höhen der Berge unseres nördlichen Distriktes, wo die Dünste des Ozeans, durch natürliche Strömungen hingetragen, zu einer Energiequelle werden, die Verwüstungen anrichten könnte, wenn man ihr freien Lauf ließe, die jedoch, menschlichen Interessen dienstbar gemacht, zur Wohltat für die Menschheit wird.

Die Schweiz ist ein Land, das sich seit zirka 400 Jahren, also schon zur Zeit, als dieses Land erst von Columbus entdeckt wurde, einer gesunden Forstwirtschaft erfreut. Eine der reichsten Einnahmen der Schweiz und eine der größten Einnahmequellen Deutschlands sind die Wälder dieser Länder, weil ihrem Forstsystem Methode zugrunde liegt und die Regierungen der beiden Länder alles tun, um den Wald-

Digitized by Google

bestand zu erhalten und zu vermehren. Hierin liegt die höchste Pflicht der Menschheit für die kommende Generation, nämlich die Pflicht zur Verwertung, aber auch zur Schonung der natürlichen Hilfsquellen, deren wir uns erfreuen, so daß sie unseren Nachkommen erhalten bleiben.

Und Ihrem Verband gebührt die größte Anerkennung für die Bemühungen, das Problem zu lösen, wie menschliche Energie gefördert und erhalten werden kann. Ein wichtiges Korrelat zur Erhaltung der menschlichen Energie ist jedoch das Leben, insbesondere die Gesundheit des Menschen selbst. Und indem Sie sich der Frage der Erhaltung der Gesundheit zuwenden, begeben Sie sich auf ein Gebiet nützlichster Tätigkeit, die vielleicht sogar wichtiger ist, als die das Leben zu schützen durch Erfindungen und durch Materialprüfungen und die der Arbeit in allen ihren Belangen zugute kommt. (Beifall.)

Der Präsident erteilt dem Vertreter der Stadt New York Herrn William A. Prendergast, Comptroller der Stadt New York, das Wort:

Rede des H. W. H. Prendergast.

H. William A. Prendergast: Herr Präsident, meine Damen und Herren des Kongresses! Es ist mir immer eine Ehre, in irgendeiner Eigenschaft für die Stadt New York sprechen zu dürfen. Es ist mir dies aber heute noch eine ganz besondere Ehre wegen der großen Bedeutung dieser Versammlung und weil ich hier als Vertreter unseres hochverehrten Oberbürgermeisters spreche. Ich hoffe, daß Sie Gelegenheit haben werden, den Oberbürgermeister von New York selbst zu hören — ihm zu begegnen — bevor Sie diese Stadt verlassen. Sie werden dann erkennen, was Ihnen dadurch entgangen ist, daß der Herr Bürgermeister heute hier nicht zu Ihnen selbst sprechen, daß er Ihnen beim Betreten dieser großen Stadt nicht selbst ein Willkommen entbieten kann. Denn er besitzt die Kraft, zu überzeugen, und versteht es, seine Gedanken so klar auszudrücken, daß sein persönliches Eingreifen — ich sage dies hier frei heraus — für alle, die ihn hören, einen geistigen Genuß, eine geistige Anregung bedeutet.

Die Stadt New York freut sich stets, in ihren Mauern Männer beherbergen zu dürfen, die in irgendeiner Weise zur Förderung der Zivilisation beitragen, und freut sich besonders, heute hier alle die willkommen heißen zu dürfen, die von fremden Ländern kommen. Denn die Stadt New York bietet Gastfreundschaft seit der Zeit der ersten

Digitized by Google

Ansiedelungen nicht nur denen gegenüber, die sich vorübergehend hier aufhielten, sondern vor allem denen gegenüber, die aus fremden Ländern kamen, um sich hier ein neues Heim zu schaffen; die Stadt hat für jeden, ob arm oder reich, ob hoch oder niedrig, eine hilfsbereite Hand und einen schützenden Arm, und dadurch, daß sie Fremden so hilfsbereit zur Seite gestanden ist, ist es ihr möglich geworden, von diesen ihre Gedanken, ihren Drang nach vorwärts und ihre Energie anzunehmen. Und dies ist vor allem der Grund dafür, daß New York das geworden ist, was es heute ist, die größte Stadt der westlichen Hemisphäre und eine der größten Städte der ganzen Welt.

New York ist eine Stadt der gewaltigsten Probleme. Die Stadt vollbringt Dinge in ungeheurem Maßstabe. Seitdem das „Konsolidationsgesetz" im Jänner 1898 in Kraft trat, hat sich die Bevölkerung fortwährend in einem viel größeren Maßstabe vermehrt als jede andere Stadt der Vereinigten Staaten und die öffentlichen Bauten haben mit diesem Bevölkerungszuwachs Schritt gehalten. Es mag für Sie von Interesse sein, zu hören, daß während der letzten 13 Jahre die Stadt New York für Schulen, Hochschulen und Bibliotheken 110 Millionen Dollar verausgabt hat. Für Hafenbauten hat die Stadt ungefähr 86 Millionen ausgegeben, für Wege und Straßen 100 Millionen, für Parks und Fahrwege 33 Millionen, für Untergrundbahnen 73 Millionen und für andere öffentliche Gebäude, die nicht in das Gebiet der Schulen, Hochschulen und Bibliotheken gehören, 66 Millionen Dollar. Wir haben hier mit großen Zahlen zu rechnen und Sie werden daher die Riesenaufgaben würdigen, mit denen sich die Stadt New York zu befassen hat, die große Verantwortung, die sie ihren Bewohnern gegenüber zu tragen hat, und die großen Leistungen, die sie erfüllt hat.

Nun, meine verehrten Herren, diese Zahlen habe ich hier nicht genannt, um unsere Stadt in ein recht günstiges Licht zu stellen, sie sind nicht als Eigenlob ausgesprochen. Ich habe diese Zahlen hier angeführt, damit Sie sehen können, wie innig die Arbeit der Stadt New York mit jener Arbeit verknüpft ist, mit der Sie sich hier beschäftigen, da es doch unser Ziel ist, mit diesen gewaltigen Summen, die für die Steuerzahler doch eine ziemliche Last sind, nach Möglichkeit sparsam zu sein, und für die ausgeworfenen Summen einen vollen Gegenwert zu erhalten. Hiermit begeben wir uns in das Feld Ihrer Beratungen und wir bitten Sie, auch uns der Segnungen Ihres Denkens, Ihrer Erfahrungen und Ihres Könnens und Wissens teilhaftig werden

Digitized by Google

zu lassen, so daß wir auch für die Stadt New York einen Nutzen daraus ziehen können zum Besten unserer Mitbürger.

Der Vertreter Seiner Exzellenz des Präsidenten Taft hat in seiner Rede darauf hingewiesen, daß die Vereinigten Staaten nicht an der Spitze marschiert sind, wenn es galt, Aufgaben zu lösen, wie solche, die Sie hier beschäftigen werden. Wir wollen für unser Zögern nicht um Entschuldigung bitten. Wir können nicht alles auf einmal machen. Wir sind vielleicht in der Verfolgung unserer Bedürfnisse in dieser Hinsicht nicht so energisch wie andere Nationen gewesen, doch wir hatten andere Sorgen, wir hatten unser Land aufzubauen. Viele der anderen Nationen, die Sie, meine Herren, hier vertreten, viele von Ihnen waren schon Nationen zu einer Zeit, wo man noch gar nicht an uns dachte. Aber die Stadt New York, der Staat New York und die ganze Nation unterschätzen keineswegs die Aufgaben, die ihrer noch harren.

Was bedeutet der allgemeine Ruf nach gesteigerter Leistungsfähigkeit? Was bedeutet sie und was die Normalisierung? Es scheint mir eine ganz einfache Sache. Es will sagen, daß Sie sich in erschöpfender und wissenschaftlicher Weise darüber klar sind, was Sie zu tun vorhaben, und daß Sie die Sache kennen, die Sie vor sich haben, daß Sie genau wissen, wie Sie Ihre Kenntnisse und Fähigkeiten anzuwenden haben. Und das ist kein kompliziertes Verlangen. Wenn manche Menschen zuweilen von der Erzielung „bestmöglicher Leistungen" (efficiency) sprechen, so gebrauchen sie dieses Wort in einer Weise, die in den Köpfen Verwirrung anzurichten vermag und nicht der Bedeutung des Wortes entspricht, obwohl es die Einfachheit selbst ist. Wenn wir eine Aufgabe zu lösen haben, auf welche Weise können wir das am besten tun? Überlassen wir die Lösung dem Manne, der es versteht, der sein Leben dem Studium dieser Sache gewidmet hat. Gleich zu Beginn der gegenwärtigen Stadtverwaltung hatte ich mir erlaubt, in der Stadtverwaltung um die Ernennung einer Kommission zu bitten, deren Aufgabe es sein sollte, einheitliche Lieferungsbedingungen für die von der Stadt benötigten Materialien zu erlassen. Diese Kommission wurde sofort ernannt. Sie begann ihre Tätigkeit im Anfange des Jahres 1910. Eine ihrer ersten Pflichten war die, den ganzen Bedarf der verschiedenen Verwaltungszweige der Stadt während des Jahres 1909 zu überprüfen. Dies sollte die Grundlage für die künftigen Arbeiten bilden. Und was waren die Resultate? Die Prüfung der eingekauften Materialien ergab, daß verschiedene

Digitized by Google

Abteilungen der Stadtverwaltung dieselbe Ware zu verschiedenen Preisen einkauften. Nun, meine Herren, glauben Sie nicht, daß dies eine Folge von dem gewesen ist, was wir schlechtweg mit Korruption bezeichnen. Durchaus nicht! Es bewies nur, daß bei den Einkäufen der Stadt kein richtiger kaufmännischer Geist herrschte. Man hatte nicht das richtige Verständnis für das, was die Stadt hätte tun müssen. Mit anderen Worten, wenn die Stadt z. B. für eine Abteilung eine bestimmte Menge Mehl brauchte, warum sollte dieser Bezirk einen anderen Preis bezahlen als ein anderer Bezirk, wenn es sich um dieselbe Art des Mehles handelte? Dies zeigte einfach, daß es die Aufgabe der Stadt sein muß, genau zu wissen, wieviel sie von jedem Material kaufen muß und zu welchem Preise. Diesen Weg würde auch jeder vernünftige Geschäftsmann einschlagen. Das Gesagte gilt aber auch bezüglich der Qualität der Materialien, die in den verschiedenen Zweigen der Stadtverwaltung benötigt werden. Der Vertreter des Präsidenten Taft, Herr General Bixby, erwähnte die Tatsache, daß Eisen, Stahl und Zement die drei wichtigsten Materialien sind, die zu Baukonstruktionen verwendet werden. Dies ist richtig, und ich habe Ihnen in meinen Ausführungen gezeigt, welche Riesensummen die Stadt New York für derartige Zwecke in den letzten 12 oder 13 Jahren ausgegeben hat. Sie werden finden, daß Eisen, Stahl und Zement die größten Posten in diesen Ausgaben darstellen. Nun sollten wir wissen und wir bestreben uns, zu erfahren, auf welche Art und Weise wir den Anforderungen in dieser Beziehung am besten gerecht werden können.

Außer der Vereinheitlichung der Bedingungen für den Einkauf von Materialien richteten wir auch ein Materialprüfungsamt ein, eine Einrichtung, von der man in diesem Staate bisher noch nichts gehört hatte. Es hat Zeiten gegeben, wo man jeden, der solche Dinge in einer Verwaltung zur Sprache gebracht hätte, einfach ausgelacht haben würde. Der Gedanke, das von einer Stadt benötigte Material vor dem Einkauf zu prüfen, war noch nie in den Kopf eines Politikers geraten. Jetzt aber ist der kaufmännische Geist in die Verwaltung der Städte, Staaten und der Nation eingezogen. Wir haben deshalb dieses Laboratorium eingerichtet. Da dasselbe noch in den Kinderschuhen steckt, hat es noch nicht viel Bedeutendes geleistet. Doch eines hat es schon vollbracht, das ist die Regelung des Einkaufes von Kohle. Die von der Stadt New York gekaufte Kohle ist frei von Schlacke und anderen Beimengungen, die man häufig unter der

Digitized by Google

Kohle findet, die von der Regierung gekauft wurde. New York kauft heute Wärmeeinheiten ein und das ist ein Verdienst des städtischen Materialprüfungsamtes. Das ist ein Fortschritt. Sie sehen, wir versuchen mit Ihnen Schritt zu halten, wenn auch langsam, und ich hoffe, daß zur Zeit, wann der nächste Kongreß abgehalten wird, New York bereits einen bemerkenswerten Fortschritt in dieser Richtung zu verzeichnen haben wird.

Nun, meine Herren, es geschieht aus geschäftlichen Gründen, aus den städtischen Bedürfnissen heraus, und weil wir das Verlangen haben, richtig unterrichtet zu sein, daß wir uns doppelt freuen, Sie in unserer Stadt willkommen heißen zu dürfen. Ich bin überzeugt, Ihr Aufenthalt hier wird ein angenehmer sein. Das kann in der Stadt New York nicht anders sein. (Heiterkeit.) Als vor vielen Jahren gewisse ausländische Gelehrte, deren Namen ich nicht nennen mag, — ich bin überzeugt, Sie wissen, wen ich meine —, in dieses Land kamen, nahmen sie den Eindruck mit nach Hause, daß sich die Amerikaner nicht überschätzen. Nun, meine Herren, wir schätzen uns mit Recht hoch ein, weil wir wissen, daß wir in diesem Lande das beste zu leisten bestrebt sind. Wir wissen aber auch, daß zur Erreichung der gesteckten Ziele ein harmonisches Zusammenarbeiten mit den führenden Männern aller Nationen gehört, daß man mit allen Völkern in Frieden leben muß, um alle Nationen als Brüder betrachten zu können. Denn nur auf dem gleichen Geiste der Brüderlichkeit beruht der bleibende Fortschritt der menschlichen Zivilisation. (Beifall.)

Rede des Präsidenten Henry M. Howe.

Als Präsident des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen danke ich den liebenswürdigen Vorrednern für ihre gütigen Worte. Als Präsident der amerikanischen Körperschaften, die diesen Kongreß organisiert haben und ihn heute willkommen heißen, lassen Sie mich diesem Willkommgruß besonderen Ausdruck und Inhalt geben.*)

Willkommen, Ihr Söhne Britanniens, die Ihr unsere nächsten Blutsverwandten seid! Ihr seid unserem Herzen am engsten verknüpft!

Ihr Deutschen, durch die Bande des Blutes, der Tradition und Weltanschauung mit uns verwandt, Ihr seid, wie immer, willkommen!

*) Der Redner begrüßte die meisten Nationen in ihrer Sprache.

Digitized by Google

Söhne des lieblichen Frankreichs, wir heißen Euch willkommen in diesem Lande der Freiheit, der Brüderlichkeit, der Gleichheit vor dem Gesetze, in diesem Lande, das sein Dasein Eurer Hilfe in der Stunde der Gefahr verdankt!

Willkommen Ihr Söhne Rußlands! Peter der Große hat die Arbeit geadelt. Euer Mendelieff, Pawloff, Metschnikoff und Tschernoff haben die Wissenschaft erleuchtet; Euer Rubinstein, Euer Tschaikowsky haben uns mit ihren Melodien begeistert, Euer Turgenieff mit seinen Worten; und Euer Nikolaus II. gab der Sache Gottes, der Friedensfrage einen ungeahnten Aufschwung und bewirkte, daß die Menschen gegeneinander gütiger werden.

Ihr österreichischen, Ihr ungarischen Brüder, wir strecken Euch freundschaftlich die Rechte entgegen!

Ihr Söhne Italiens, dessen großer Sprosse, Columbus, der Menschheit die neue Welt geschenkt, Eure Anwesenheit erfreut uns innig!

Spanien, das Du Columbus die Möglichkeit zu seinen Wundertaten gabst, Du, dessen Abkömmlinge mit uns die Herrschaft über diese neue Welt teilen, wie freudig begrüßen wir Deine Söhne!

Skandinavier, Euer Erich der Rote war der erste, der diesen Kontinent erblickte, Euer John Ericson half dieses Land zu retten! Wir grüßen Euch mit größter Herzlichkeit.

Orientalen! Wir, die Söhne der sinkenden Sonne, grüßen Euch, die Kinder des aufgehenden Gestirns.

Kanadier, die Ihr mit uns durch gegenseitiges nachbarliches Vertrauen und brüderliche Zuneigung verbunden seid, nehmt unseren herzlichen Freundschaftsgruß entgegen!

Ihr Dänen, die Ihr vor kurzem unsere liebenswürdigen Wirte waret, Ihr Holländer, die Ihr aus dem schützenden Asyl kommt, von dem uns die ersten Einwanderer entgegensegelten, Ihr unbezwinglichen Belgier, Ihr unüberwindlichen Schweizer, Euch allen töne ein liebevolles Willkommen entgegen!

Seit wir zuletzt zusammentrafen, rief Er, der Könige und Bauern zwingen kann, viele unschätzbare Kämpen unseres steten, dem Wohle des Fortschrittes dienenden Wettkampfes hinweg.

Die Bitterkeit und die Tiefe unseres Verlustes ergreift uns von neuem, wenn wir an den großen, guten, weisen und geliebten Mann

Digitized by Google

denken, den wir zum Präsidenten dieses Kongresses gewählt haben, und Schmerz und Bewunderung widerhallen von einem bis zum anderen Ufer des atlantischen Ozeans. In ihm beklagt der Verband einen Führer, der mit edelstem Idealismus die vollste Meisterschaft unserer wissenschaftlichen Arbeit und erprobtes praktisches Wissen vereinte.

Der königliche Schutzherr unseres letzten Kongresses, Friedrich von Dänemark, die starke Stütze unserer Ziele, dieser männliche König und königliche Mann ist von uns gegangen.

Der edle und schöne Geist von Floris Osmond, der Shelley und der Seher im Reiche der Metallographie, hat seine gebrechliche, irdische Hülle für immer verlassen.

Noch zwei andere glänzende Trophäen hat der Tod uns geraubt, indem er zwei Mitglieder aus der Leitung unseres Verbandes, Jacopo Benetti und A. Granfelt, abberief.

Doch wie überall, wird der Tod durch neues Leben verdrängt. Unser Schmerz wird durch das Gefühl größter Dankbarkeit gelindert, da wir den Vorzug hatten, solche Männer zu kennen und zu lieben und mit ihnen zu arbeiten. Unser schmerzlicher Gedanke an das, was noch hätte geschehen können, wird von unserer Freude verdrängt, an dem, was geschehen ist. Erheben wir uns in Ehrerbietung zum Andenken dieser und anderer, die wir verloren haben! (Die Anwesenden erheben sich.)

Lassen Sie uns nun unsere Ziele betrachten, auf die Zeichen achten, die uns sagen, ob wir uns diesem Ziele nähern und einen Weg suchen, auf dem unser Streben gefördert wird!

Unser Zweck ist, der Menschheit zu dienen, indem wir sie instand setzen, das Taugliche vom Untauglichen zu unterscheiden unter all den Materialien, mit denen das Weltenwerk erbaut wird, unter den Materialien für Gebäude, Brücken, Schiffe, Eisenbahnen, Maschinen und alle anderen Bauwerke. Das ist die Aufgabe des prüfenden Ingenieurs. Er steht zwischen dem Publikum und dem Fabrikanten, der diesem Publikum zu liefern hat. Er hat diese Lieferungen zu prüfen, die Brauchbarkeit derselben genau zu erwägen und rücksichtlos alles Unbrauchbare zu verwerfen. Er schützt das Leben aller derer, die zu Lande oder zu Wasser reisen und aller derer, die in den gewaltigen Bauten unserer Zeit leben und arbeiten. Er ist der Verteidiger der wich-

Digitized by Google

tigsten Interessen der Öffentlichkeit, weil alle Bauten und alle Materialien, aus denen sie gemacht sind, dem Schutz, dem Nutzen und Wohle der Öffentlichkeit, sei es des einzelnen, sei es der Gesamtheit, dienen und von der Bevölkerung mittelbar oder unmittelbar bezahlt werden. Und es liegt im Interesse dieser Öffentlichkeit, daß die Eignung der Materialien für ihre bestimmten Zwecke jenen, die sie auswählen, ziffermäßig bekannt sei.

Unser Verband dient dem Zwecke, die Arbeit des prüfenden Ingenieurs wirksamer zu machen, und das Leben und die Interessen des Publikums besser zu behüten. Es ist ein öffentlicher Gerichtshof, in dem das Publikum über die verschiedenen Prüfungsmethoden zu Gericht sitzt. Von diesem Publikum sind hier einige Klassen durch ihre eigenen Ingenieure vertreten. Das sind die großen Eisenbahnen, die großen Schiffbauer und Brückenkonstrukteure, die großen Maschinenfabriken. Andere Teile dieser Öffentlichkeit werden hier indirekt durch die Vermittler oder die staatlich angestellten Ingenieure für Materialprüfung repräsentiert.

Das Resultat der Erfahrung in allen Ländern, in allen Klimaten und unter allen Verhältnissen, die Ansichten aller Rassen werden hier in den Brennpunkt der schärfsten Untersuchung aller Prüfungsmethoden gebracht, damit sich der Käufer von ihrer Zweckmäßigkeit mit voller Sachkenntnis überzeugt und so in richtiger Weise jene Materialien wählen kann, die ihm und dem Publikum größte Sicherheit gewähren. Wenn eine Methode einem einzelnen Fabrikanten oder den Fabrikanten einer Gegend oder eines ganzen Landes unberechtigte Vorteile gewährt, indem sie die Fehler geschickt übertüncht oder den besonderen Vorzügen eine ungerechtfertigte Hervorhebung zuteil werden läßt, dann wird das Publikum durch uns vor der Unverläßlichkeit dieser Prüfung bewahrt, indem wir den mitstrebenden Fabrikanten Gelegenheit geben, dies zu beweisen.

In wie weiter Ferne auch noch auf politischem Gebiete ein „Parlament der Humanität" liegen mag — das ja doch einmal kommen wird — das industrielle Parlament der Menschheit haben wir bereits da. Der Käufer jedes Landes kann mit Recht sagen: „Mein Land ist die Welt und meine Landsleute sind die Menschheit", denn wo immer er auch weilt, er kann sich die empfehlenswertesten Materialien, sowohl in bezug auf die Qualität als auch auf den Kostenpunkt, aussuchen, ohne Rücksicht auf ihre Herkunft. Während er die Gegenstände seines Bedarfes auswählt, hört die Freundschaft, der Patriotismus, hören die

Digitized by Google

Grenzen der Länder, der Staaten und Kontinente auf. Der Marktplatz von heute ist die Welt. Und unser Verband ist ein integrierender Bestandteil des Weltmarktes, der uns alle, von welcher Rasse wir auch seien, instand setzt, die Weltsprache der Prüfungsmethoden zu sprechen, d. h. die Güter dieses Marktplatzes zu bewerten.

Eine wichtige Phase unseres Werkes ist die Vereinheitlichung der Prüfungsmethoden der ganzen Welt, damit der Käufer schneller und sicherer die Vorzüge der verschiedenen Materialien einer bestimmten Gattung, aus welchem Lande sie immer kommen mögen, wägen kann. Der Tag ist vorbei, da die Unerfahrenheit des Käufers, seine Unfähigkeit, sich von der Brauchbarkeit der ihm angebotenen Ware selbst zu überzeugen, ihn dazu zwangen, sich auf den Ruf und die Versicherungen des Fabrikanten oder Händlers zu verlassen. Heute verläßt er sich nicht auf die ungeprüften Behauptungen des Verkäufers, wie glaubwürdig sie auch erscheinen, sondern er vertraut nur seiner eigenen Prüfung, oder den Prüfungen, die seine eigenen Prüfungsorgane für ihn gemacht haben. Der Handel kommt immer mehr durch die Kenntnis und immer weniger durch das Vertrauen zustande. Es ist unsere Mission, zum vollständigen Siege der Sachkenntnis über das Vertrauen beizutragen.

Wenden wir unsere Aufmerksamkeit nun einer anderen Seite zu und fragen wir uns, wie wir uns gegen Versuche verhalten sollen, die beabsichtigen, unsere gegenwärtigen Prüfungsmethoden durch neue Methoden zu ersetzen oder zu ergänzen. Wir werden finden, daß wir wohl Grund haben, mit unseren gegenwärtigen Methoden nicht zufrieden zu sein, aber doch sehr vorsichtig in der industriellen Anwendung neuer Methoden sein sollten. Betrachten wir in Kürze diese beiden Gesichtspunkte.

Für jede Konstruktion gelten gewisse Bedingungen, die härter sind als alle anderen Bedingungen, gewisse Bedingungen, die nur mit größter Schwierigkeit erfüllt werden. Die Fähigkeit der Konstruktion, diesen außerordentlichen strengen Bedingungen zu genügen, überzeugt uns von ihrer Brauchbarkeit, von ihrem Werte in industrieller und kommerzieller Hinsicht. Die Tatsache, daß ich diese Bedingungen nicht immer mit Genauigkeit festlegen kann, berührt die Richtigkeit dieser Behauptung durchaus nicht. Heute kennen wir vielleicht diese Bedingungen noch nicht, aber wir werden sie sicher einmal kennen lernen. Die größte Gefahr, die einem Rauchfange droht, ist vielleicht ein Sturm. Die größte Gefahr für den Schienenstrang mag in

Digitized by Google

der übermäßigen Abnützung durch zu rasches, ungleichmäßiges Fahren gelegen sein, zur Zeit, wenn der Boden hart gefroren ist, die Schiene ihre Zähigkeit verloren hat und glashart geworden ist, während die Räder darüberrollen. Die größte Gefahr für ein Schiffblech mag in der dynamischen Wirkung auf die Nietverbindungen im Falle eines Zusammenstoßes gelegen sein. Das zerstörende Element einer ausgezeichnet angelegten Maschinenwelle liegt vielleicht in den unausweichlichen kleinen Beanspruchungsänderungen, denen sie ausgesetzt ist. In jedem Falle haben wir möglicherweise zwei oder mehr Bedingungen, die die härtesten Anforderungen stellen. Aber seien sie nun wenige oder viele, seien sie bereits erkannt oder noch unentdeckt, niemals kann man ohne diese auskommen und es muß die Fähigkeit, diesen Bedingungen zu genügen, notwendigerweise auch die Fähigkeit in sich schließen, auch allen anderen Erfordernissen des Betriebes zu entsprechen. Diesen allerhärtesten Betriebsbedingungen müssen sich daher unsere Prüfungen anpassen.

Mit Recht müssen wir annehmen, daß die Fähigkeit des Materiales, diesen schwierigsten Betriebsbedingungen zu entsprechen, am besten durch eine Prüfung erkannt wird, die diese Bedingungen mit größter Genauigkeit wiedergibt.

Man muß z. B. annehmen, daß in den vielen Fällen, wo die Hauptanforderungen dynamischer Natur sind, eine dynamische Prüfung nützlicher ist als eine statische. Natürlich werden wir daraus nicht den Schluß ziehen, daß die dynamische Prüfung in allen Fällen nützlicher ist als die statische Prüfung.

In dieser Hinsicht zeigen die meisten unserer Prüfungen noch Fehler. Die Prüfungsbedingungen sind nicht auf die härtesten Bedingungen der Betriebsinanspruchnahme aufgebaut. Das Licht, das sie auf die Brauchbarkeit des Objektes bezüglich der vorgesehenen Inanspruchnahme werfen, ist nicht genügend. In dieser Hinsicht sind also die Prüfungen nicht entsprechend.

Gegen die meisten unserer Prüfungen ist aber noch eine Einwendung nach anderer Richtung zu erheben, die Einwendung nämlich, daß es Prüfungen auf die größte Abnützungsmöglichkeit, respektive Zerstörung sind, und deshalb ihrer Natur nach nicht auf das ganze Objekt, deren Eignung sie erweisen sollen, anwendbar sind, sondern nur bei kleinen Teilen, die an Stelle dieser Objekte treten, erprobt werden können. Wir prüfen ja nicht die ganzen Schienen, den

Digitized by Google

Mantel der Dampfmaschine, die Welle, die Brückenpfeiler oder die ganzen Säulen, an deren Eignung das Leben vieler Menschen hängt, sondern nur kleine Stücke, die von den Versuchsmaterialien entnommen worden sind oder aus irgendeinem anderen Grunde an Stelle der Versuchsobjekte treten. Nur in gewissen seltenen Fällen prüfen wir wirklich nicht nur das kleine abgenommene Stück, sondern auch ein ähnliches ganzes Gebäude, einen ähnlichen Pfeiler, eine Welle oder einen Pfahl. Diese Erprobungsart ist zwar nicht so schlecht, wie wenn wir versuchen würden, die Widerstandskraft der Rekruten zu prüfen, indem wir erforschen, wieviel körperliche Anstrengung dazu genügte, ihre Kameraden zu töten, doch immerhin ist auch bei unseren Methoden dieselbe Einwendung wie bei dieser am Platze, die Einwendung, daß sie, da sie zerstört, nicht entsprechend sein kann.

Aber auch eine lange Reihe der verschiedenartigsten, den Versuchsgegenstand nicht verletzende Proben drängen sich uns auf, Proben, die auf dem geprüften Material ebenso wenige Spuren zurücklassen, wie sie das Leben, Fühlen oder Riechen zurückzulassen vermag. Das Vorhandensein von Ungänzen kann ja auch durch die Dichteprüfung entdeckt werden und das Vorhandensein einer plastischen Deformation durch Messung der Potentialdifferenz. Die mikroskopische Untersuchung hat auch schon große Fortschritte gemacht. Die magnetische Prüfung zieht gleichfalls viel Aufmerksamkeit auf sich; und die elektrische Zerstäubung der Metalle wird jetzt sogar als ein Hilfsmittel der Prüfung erkannt. Die Zahl der physikalischen Eigenschaften, die als Mittel zur Prüfung von Materialien dienen, ist sehr groß.

Wir bemerken hier, daß Miers und Isaac die „Überlöslichkeits-Kurve" bestimmten, indem sie ihren Lichtbrechungskoeffizienten gemessen haben, und daß Mesnager, Hönigsberg und Coker die inneren Spannungen mit Hilfe des polarisierten Lichtes, das durch ein durchsichtiges Probestück gesendet wird, studieren. Was zeigt uns dies? Es zeigt uns, daß das Licht, als eine Form von Energie, im Hindurchgehen durch diese Körper einer Veränderung unterliegt und daß die Art dieser Veränderung uns in diesen von den Strahlen durchquerten Körpern Eigenschaften erkennen lassen, die von dem Wesen des Lichtes verschieden sind; oder kurz ausgedrückt: die Wirkung des geprüften Körpers auf eine ihn durchdringende oder von ihm reflektierte Energiequelle kann dazu dienen, Eigenschaften dieses Körpers zu enthüllen oder zu beurteilen, die mit dieser Form der Energie wenig verwandt ist und die ihrerseits auf das Objekt keinerlei bleibende Wirkung ausübt.

Digitized by Google

Aber das Licht ist nur eine der zahllosen Formen von Energie, die dieser Verwertung unterliegen können. Der Ton, die Elektrizität, die verschiedenen Arten der Wärmestrahlung, die uns zu unserem Erstaunen erst seit kurzer Zeit bekannt sind und die vielen noch unentdeckten Strahlungen, die erst zu entdecken wären, sind Formen von Energie, die zu dem gleichen Zweck verwendet werden könnten.

Vergessen wir nicht, daß später unsere Erkenntnis dieser feineren Erscheinungen von Energie viel vollkommener sein wird, als z. B. unsere jetzige Erkenntnis der gröberen Tonwellen. Wir kennen ja heute nicht nur die Tonhöhe und die Tonstärke, sondern auch die Klangfarbe, die Obertöne des Tones und später werden wir dann ähnliche Besonderheiten und Erscheinungen für alle Arten von Wellenbewegungen erkennen, so daß wir durch den Reichtum an Behelfen in Verlegenheit geraten werden; unter ihnen wird dann der Prüfungsingenieur in einem Zeitalter, das dem unseren überlegen sein wird, nur zu wählen brauchen. Hier finden wir den Anhaltspunkt, die Eigenschaften der von uns zu verwendenden Schienen und Brückenträgern und in weiterer Folge die Eigenschaften von zusammengesetzten Konstruktionsteilen, wie Dampfmaschinen und Brückenpfeilern, vielleicht auch in noch fernerer Zukunft die ganzer Schiffskörper, durch Wirkung und Gegenwirkung unter dem Einfluß irgendeiner Energieform kennen zu lernen. Läßt es sich nicht denken, daß die Tonhöhe, Tonstärke, die Klangfarbe des Tones, den eine Schiene in einem gegebenen Momente vernehmen läßt, auch einmal dazu dienen wird, verborgene Fehler zu verraten und die Brauchbarkeit nicht nur des Materiales, aus dem sie besteht, sondern auch der Schiene als Konstruktionsteil zu erweisen? Lassen wir unserer Phantasie noch ein wenig Spielraum und wir hören schon den Prüfungsingenieurbericht: „Dieses hundert Stock hohe Bauwerk reagiert zwar auf die Note gis, aber seine Klangfarbe hat diese und jene Anormalität und seine Obertöne sind unnatürlich".

Diese den Probekörper nicht zerstörenden Methoden haben den Fehler, daß sie in gewisser Beziehung nicht mittelbar wirken, ein Fehler, der jedoch dadurch, daß sie in anderer Hinsicht unmittelbar wirken, aufgehoben wird. Sie sind indirekte Proben, da sie mit Hilfe anderer Eigenschaften jene Eigenschaften beurteilen, die wirklich im Gebrauche gefordert werden; sie sind unmittelbar wirkende, direkte Proben, insoferne als sie auf die zu benützenden Gegenstände selbst anwendbar sind, statt versuchsweise auf Probeabschnitte oder auf ähnliche Stücke, die durch die Probe selbst zerstört werden.

Digitized by Google

Solche Proben sind berufen, die unvollkommenen Proben, die das Probestück zerstören, zu ergänzen. So wird in Zukunft einmal der Probeingenieur seine Materialien mit teilweiser Zerstörung der Probestücke prüfen und die Baukonstruktionen selbst mit Proben, die keine Zerstörung zur Folge haben.

Mit meinem Zukunftsbilde soll nicht gesagt sein, daß die erwähnten Methoden diesem Jahrzehnt, ja diesem Jahrhundert angehören werden, sondern es soll uns nur aneifern, unsere Kunst aus dem richtigen Gesichtswinkel zu betrachten. Ab und zu sollten wir uns von den Einzelheiten, den Details loslösen und eine hohe Pyramide erklimmen, von der wir in die Ferne blicken und sehen, wie weit das Licht der Zukunft von der Finsternis unserer jetzigen, unergründlichen Unwissenheit entfernt ist.

Unserem Stolze, dieser uns von Gott geschenkten Eigenschaft, die im letzten Grunde mehr als alle anderen Eigenschaften dazu beigetragen hat, uns dem Affenzustand zu entringen, ist es eine Genugtuung, wenn wir unsere Zeit als eine Zeit des gewaltigen Fortschrittes erkennen. Wie die Fliege auf dem rollenden Rade, so freuen wir uns mit dem Gedanken, daß in unseren Tagen und in den Tagen unserer Väter die Anaesthesie, die Eisenbahn, der Telegraph, die Nähmaschine, das Telephon, der drahtlose Telegraph und das Luftschiff erfunden, beide Pole entdeckt wurden und die letzte, bedeutende absolute Monarchie für immer zerstört werden konnte. Das sind große, wunderbare Errungenschaften und jeder von uns kann darauf stolz sein, daß er durch sein Äußeres denen gleicht, die diese Taten vollbracht haben. Man spürt nicht nur Fortschritt, sondern rasch vorwärtsdrängenden Fortschritt. Noch klüger ist es, sich umzusehen und zu beobachten, wie die altruistische Weltanschauung die egoistische Weltanschauung verdrängt; wie sich die Überzeugung Bahn gebrochen hat, daß unsere Kraft uns auch Pflichten auferlegt; daß wir im Alter, wenn wir versorgt sind, die Pflicht haben, wenigstens einen Teil unserer Energien, jeder in seiner Weise, zur Verbesserung der Lage unserer Mitmenschen zu verwerten, sei es nur durch Wohltätigkeit, sei es durch die der Allgemeinheit erwiesenen Dienste, oder durch wissenschaftliche, historische oder andere gelehrte Forschungen.

Aber wenn wir unserer Kunst und ihrer Zukunft gegenüber die richtige Stellung einnehmen, wenn wir auf die Schnelligkeit dieses Fortschrittes achten und auf die ungeheuere Zahl derer, die uns noch auf Erden nachfolgen, so sollte unser Stolz nicht bei dem Heute

Digitized by Google

stehen bleiben, sondern dadurch genährt werden, daß wir die Väter einer Rasse sind, deren goldene Zeit in Millionen Jahren erstrahlen und für die unser heutiger Tag die Mitternacht bedeuten wird.

Daß unser gegenwärtiger Zustand uns modern erscheint, bedeutet gar nichts. Jede Periode der letzten 15 Jahrhunderte hat sich modern gedünkt. Erinnern wir uns an die wundervollen Fortschritte in der Wissenschaft, der Industrie, in den sozialen Verhältnissen unserer Zeit, so müssen wir eingestehen, daß es sehr schnell vorwärts geht. Aus Fieldings „Photographie des Lebens" entnehmen wir, daß der Fortschritt in den hundertsechzig Jahren, seit sie geschrieben wurden, ebenso groß gewesen ist, als in den sechzehnhundert Jahren vorher und daß das Fortschrittstempo stets eine ansteigende Linie zeigt; und wenn wir dann annehmen, daß dieses Tempo stets gleichbleibt und daß der Mensch fortfahren wird, die Erde nicht bloß durch Jahrhunderte, nein, durch Millionen von Jahren zu beherrschen, daß das Mittelalter nicht hinter uns, sondern erst in weiter Ferne vor uns liegt, daß wir uns erst im Morgengrauen der Geschichte befinden; wenn wir an all das denken, so mögen wir eine Ahnung von der Hinfälligkeit der Ansicht gewinnen, daß wir in diesem rauschenden Strom des Fortschrittes lässig den Anker auswerfen sollten. Wir werden erkennen, daß die Methoden, die unsere gegenwärtige Unwissenheit und Schwerfälligkeit hervorgebracht hat, nichts als vorübergehende Notbehelfe sind. Denken wir daran, daß bis vor kurzer Zeit unsere bedeutendsten Autoritäten nicht in der Lage waren, der grundlegenden und leicht zu beantwortenden Frage eine Erwiderung zuteil werden zu lassen: „Welche Schiene, die weiche oder harte, widersteht der Abnützung besser?" Die Tatsachen, daß diese verhältnismäßig modernen Wunderwerke, wie die Maschine mit hin- und hergehenden Teilen und der Bessemer-Prozeß schon jetzt bedroht sind, und daß der elektrische Telegraph viel von seiner Bedeutung dem Telephon und der Radiotelegraphie abgeben mußte, können uns zu einer richtigen Auffassung leiten, zu der Auffassung, daß die heutigen notdürftigen Prüfungsmethoden sicher eines Tages durch neue Methoden ersetzt werden, möglicherweise gerade durch jene Methoden, die man heute erwägt.

Andererseits ist der Reibungswiderstand gegen die Einführung von neuen Prüfungsverfahren so groß, soviel geistige und moralische Energie ist nötig, um diesen Widerstand zu überwinden, und diese Energie ist bei den Menschen ein so seltener Schatz, daß wir die Verfechter jeder neuen Methode bitten müssen, sie auszuarbeiten, sie in

Digitized by Google

eine brauchbare Form zu bringen und überzeugende Beweise für ihre Notwendigkeit und für ihre praktisch verwertbare Form zu bieten. Bis dahin können wir schwerlich auf die industrielle Verwertung ihrer Methoden, wenn auch nur als Ergänzungsproben, drängen. Natürlich können wir noch weniger daran denken, sie statt der bestehenden Prüfungsarten anzuwenden, bevor nicht ihre praktische Berechtigung und ihre Vorteile in einer überzeugenden Weise dargetan sind, weil zu große Interessen hier im Spiele wären. Trotzdem wir die Notwendigkeit des Fortschrittes anerkennen, erkennen wir auch die Notwendigkeit, jeden weiteren Schritt auf unserer Bahn mit scharfem Auge zu überwachen.

So hätten wir denn die Ziele unserer Gesellschaft klargelegt! Wenden wir uns nun zu einem greifbaren Beweis des Fortschrittes auf unseren Wegen seit dem letzten Kongreß. Erstens sind in unserem Vorstand vier neue Länder vertreten: Japan, China, Kanada und Brasilien, durch die Herren Saito, Kwong, Hersey und Sonza de Paula, wodurch die Zahl der Länder, die im Verbande vertreten sind, auf 25 steigt. Zweitens hat sich unsere Mitgliederzahl von 2237 auf 2840 erhöht, das wären 27%, und repräsentiert 30 Länder und alle Kontinente. Drittens sind zu den existierenden nationalen Verbänden in Deutschland, Amerika, Italien, Österreich und Ungarn, die uns eng verschwistert sind, zwei neue nationale Verbände in Rußland gegründet worden. Außer der existierenden Organisation unserer eigenen Mitglieder zu einer Gruppe in Frankreich und Belgien hat sich in der Schweiz eine ähnliche nationale Gruppe gebildet. Ich ersuche die Mitglieder des Vorstandes, auch in anderen Ländern ähnliche Verbände zu schaffen. Vielleicht kann dadurch besser als durch andere Mittel die heilige Pflicht erfüllt werden, die sie mit dem Eintritt in den Vorstand übernommen haben.

Die freundliche Aufnahme unserer Bitte, an diesem Werke mitzuarbeiten und die teilnehmende Tätigkeit mehrerer Regierungen und bedeutender öffentlicher Körperschaften, die in unsere Kommissionen Vertreter entsandten, geben den Beweis, daß wir nicht als privater Verein betrachtet werden, der für eigene Vorteile und die Erweiterung eigenen Wissens wirkt, sondern daß wir vor allem eine wohltätige Institution sind, die mit Erfolg der ganzen Menschheit zu nützen trachtet, eine Institution, der unsere Opfer an Zeit und Gedankentätigkeit nicht aus eigennützigen Gründen zuströmen.

Digitized by Google

Hier mag erwähnt werden, daß die Zahl der für diesen Kongreß vorbereiteten Berichte zweimal so groß ist als bei jedem vorhergehenden Kongreß.

Der Vorstand denkt daran, die Hindernisse für die volle Wirksamkeit unserer internationalen Kommissionen zu verringern, die sowohl in den sprachlichen Schwierigkeiten als auch darin liegen, daß die Verhandlungen schriftlich, und nicht mündlich stattfinden.

Die menschliche Hand war in den Urzeiten ihrer Entwicklung jedenfalls eine Flosse zum Schwimmen. Als diese Entwicklung verzweigte Pfade einschlug, wurde die Flosse bei den Maulwürfen ein Werkzeug zum Graben, bei den Vögeln, Fledermäusen, manchen Fischarten und Reptilien ein Werkzeug zum Fliegen, und bei allen Vierfüßlern ein Werkzeug zum Gehen. Bei den Affen wurde aus dem Gehwerkzeug ein Werkzeug zum Greifen und daraus entwickelte sich die unerreichte fühlende, greifende, tastende Hand, die in der Zivilisation eine unersetzliche Rolle gespielt hat. Mag sie nun für einzelne ihrer alten Aufgaben verwendbar sein, wie das Schwimmen, das Gehen der kleinen Kinder und das Klettern, was uns hier interessiert, ist die Tatsache, daß sie in ihrer Entwicklung Äonen von Jahren brauchte und durch Stadien ging, die in ihrem Entwicklungsgang für den Endzweck vollkommen wertlos waren. Und das ist ein häufig vorkommender Entwicklungsgang.

Die Vorsehung überbrückt die Stadien, in denen das sich entwickelnde Organ für seinen Endzweck wertlos wird und gibt dem Geschöpf, dem dies Organ gehört, zeitweilige Bedürfnisse, denen es dann dienen kann. Und dieser zeitweilige Dienst ist seiner endgültigen Verwertung vollkommen unähnlich.

Auf diesem Wege entwickelt die Vorsehung den einzelnen Menschen und die organisierte menschliche Gesellschaft.

Und so entwickelte auch der Mensch mit ungeheurer Mühe und Selbstüberwindung eine besondere Geschicklichkeit, eine eigenartige Weisheit, um seinen augenblicklichen Bedürfnissen zu dienen, sich selbst zu nützen, seine Familie zu erhalten und für sein Alter vorzusorgen. Und er findet hierbei nicht nur, daß er durch diese egoistischen Motive veranlaßt wurde, etwas zu suchen, was der Menschheit wertvoll ist, und daß er, während er sich selbst dienen will, seinen Mitmenschen dienen muß, er findet auch noch Höheres, daß nämlich seine besondere Geschicklichkeit und seine Kenntnisse auf anderen Gebieten zweckdienlich sind, die er nicht vorausgeahnt haben konnte.

Digitized by Google

Mushet konnte kaum ahnen, daß die Entwicklung seiner besonderen Kenntnisse des Einflusses von Mangan auf Eisen dazu dienen würde, ein fast notwendiges Glied in der Entwicklung des Bessemer-Prozesses zu bilden.

Durch die Impulse angespornt, in denen der Schöpfer uns das Werk beginnen läßt und seine Grenzen vorschreibt, könnten wir nur wie ein Füllen erscheinen in der Hand eines Trainers. Wir sehen nur das nächste Ziel, die versprochene Belohnung, die drohende Strafe wir träumen nicht von dem größeren Zweck, der jenseits unserer irdischen Sehweite verborgen ist. Aber wenn dieser größere Zweck sich uns später enthüllt, nehmen wir ihn an, trotzdem wir ihn nicht vorausahnten, genau so wie das Schlachtroß sich freut, seinen Reiter durch feindliches Feuer zum Siege zu tragen, unkümmert darum, daß es in den Tagen der Zucht nichts von der Glorie ahnte, die es erwartet. Geben wir uns diesem Gedanken hin. Sagen wir mit Emerson:

The passive master lent his hand
To the vast soul that oer him planned.
(„Unbewußt nur leihn wir die Hand
Der Vorsehung, die für uns plant.")

Im Bewußtsein, daß ihr Wirken nur ein Teil ist im großen Plan des Schöpfers, werden die wirklich Einsichtsvollen, sobald ihre Kräfte wachsen, sich durch die von ihnen anfangs vorgezeichneten Grenzen ihres Arbeitsfeldes, die damals ihrem engeren Ausblick entsprachen, als gebunden erachten. Wenn sich eine neue Aufgabe bietet, werden nur die Beschränkten fragen: „Gehört das zu meinem ersten Plan?" Die Klugen werden fragen: „Liegt das in meinem Interesse?", die wahrhaft Weitsichtigen aber sagen: „Ist es im Interesse meiner Mitmenschen? Dann nehme ich es als einen Teil der Pläne der Vorsehung an."

Beobachten wir nun, ob diese Bedenken auch auf uns passen. Das unmittelbare Ziel, das die Gründer unseres Verbandes im Auge hatten, war die Vervollkommnung und Vereinheitlichung der Prüfungsmethoden. Das Endziel bestand darin, das Publikum in die Lage zu setzen, geeignete Waren zu kaufen. Will ich aber wissen, ob mein Ankauf gut ist, indem ich ihn prüfe, so muß ich nicht nur wissen, wie ich ihn zu prüfen habe, d. h. wie ich seine Eigenschaften beurteile, sondern ich muß auch wissen, wieviel, in welchem Grade und Umfange der Gegenstand die einzelnen Eigenschaften besitzen muß. Was nutzt mir ein Prüfungsverfahren für Achsen durch Schlag oder Zug, wenn ich quantitativ nicht weiß, welche Zugfestigkeitseigenschaften sie

Digitized by Google

haben müssen und welche Schlaggröße sie ertragen sollen? Von welchem Nutzen sind Prüfungsmethoden ohne Übernahmsbedingungen? Das eine ist die nötige Ergänzung der anderen.

Es geschah nun, daß wir einen Verband gründeten, der zum unmittelbaren Ziele die Verbesserung der Prüfungsmethoden ausersehen hatte und daß wir diesen Verband auch instand setzten, die unerläßliche ergänzende Tätigkeit, das Schaffen von Bedingnissen durchzuführen. Haben wir nun Männer vereinigt, die maßgebend sind, die Prüfungsmethoden zu verbessern, so haben wir auch die kompetentesten Männer zusammengeführt, um Bedingnisse aufzustellen. Wir haben „besser gebaut, als wir ahnten". Unbewußt gründeten wir eine Organisation, die beiden Bedürfnissen des Publikums nachkommt, indem sie ihm zu sagen weiß, welche quantitativen Eigenschaften die von ihm zu erstehenden Waren benötigen und wie man diese Eigenschaften zu messen hat.

Durch Eingebung des unsichtbaren Meisters haben die Gründer dieses Verbandes ein nützliches Ziel erwählt. Ihm liehen sie willenlos die Hände mit dem Erfolge, daß sie durch Aufbau dieses Gebäudes unter dem Schutze des Höchsten es unbewußt noch höherem Zwecke entgegen führten.

Wenn wir die Fähigkeit für solche Aufgaben haben, so haben wir auch solche Pflichten, denn unsere Pflichten decken sich mit unserem Können. Uns wurden ja die Fähigkeiten nicht gegeben, um sie zu verbergen, sondern um sie auszuüben. Wir sind zu den Hütern unserer Kräfte ernannt.

Ich vergesse nicht an die Hindernisse und Schwierigkeiten, die uns bei Schaffung von Bedingnissen entgegenwirken. Ich begreife den Ernst der hier mitspielenden kommerziellen Fragen. Ich sehe ein, daß kommerzielle Interessen uns sehr leicht Feinde machen können, wenn man uns eine vermeintliche unbefugte Einmischung verübelt. Wir wollen aber Hindernisse als eine Sache betrachten, die unbedingt überwunden werden kann, Schwierigkeiten als Gruben, die überbrückt werden müssen, und uns daran erinnern, daß, wo der Wille ist, der Weg zu finden sein wird. Die Menschen mit kommerziellen Interessen sind ja auf anderen Kontinenten auch und nicht anders, als auf unserem Kontinent; und wenn es möglich geworden ist, den Erzeuger und den Verbraucher bei uns zu harmonischem, ja zu begeistertem Zusammenwirken zu erziehen, so wird es anderwärts auch möglich sein.

Digitized by Google

Bei jedem bedeutenden Fortschritt, bei jeder Reform kennen wir zwei verschiedene Stufen: die Vorbereitung und die Erfüllung. Vielleicht ist die Zeit für die sofortige Annahme der internationalen Bedingnisse noch nicht gekommen, aber nach meiner Ansicht ist sie für die Vorbereitung schon da, für die Propaganda, für die Erziehung, sagen wir für die Missionsarbeit. Ich sehe Hemmungen voraus, aber ich ahne auch die Vollendung als das Resultat geduldiger Bemühungen. Männer von Ihrer großen Einsicht werden immer bemüht sein, aus der Erfahrung anderer gewinnbringend zu schöpfen. So lenke ich Ihre Aufmerksamkeit mit dem ganzen Ernst meiner Überzeugung auf die Gelegenheit, die Ihr gegenwärtiger Besuch in Amerika Ihnen gewährt, aus den die besonderen Erfahrungen des amerikanischen Vereines für Materialprüfungen zu lernen, der Ihnen mit kindlicher Neigung als Tochterverein aber auch mit Stolz gegenübersteht. Die natürliche Entwicklung des amerikanischen Verbandes ist in der Richtung der Schaffung von Bedingnissen gelegen. Nach unserem Urteil, das auf umfangreicher Erfahrung beruht, hat sich diese Tätigkeit für das Publikum als wertvoller und vorteilhafter erwiesen, als unsere gleichzeitigen Versuche in der Vervollkommnung der Prüfungsmethoden. Ihr Besuch bei uns gibt Ihnen Gelegenheit, die Wahrheit unserer Behauptung zu überprüfen und, sollte sie Ihnen begründet erscheinen, auch von unserer Erfahrung in dem bei dieser Arbeit zu befolgenden und zu vermeidenden Vorgehen zu lernen. Noch mehr empfehle ich unseren amerikanischen Mitgliedern, die Gelegenheit zu ergreifen, um von ihren ausländischen Kollegen die Arbeit zu lernen, die den letzteren am wichtigsten erscheint und die Behelfe, die sie als die wirksamsten halten.

Bevor ich nun meine Rede beende, bitte ich die Mitglieder der Ausschüsse, die so eifrig und so tüchtig mitarbeiteten, um diesen Kongreß und seine Exkursionen zu organisieren und durchzuführen, den wärmsten Dank entgegenzunehmen, den ich ihnen im Namen des Verbandes ausspreche. Er kommt aus dem Grunde meines Herzens. Ferner bitte ich die Obmänner, die Herren: Clark, Holmes, Humphrey, Hunt, Marburg, Moldenke und Schmitt und die Funktionäre der Unterausschüsse, die Herren: Chapman, Hamburger, Kinkead, Kunz, Miller, Moisseiff, Stoughton und Wight, den abwesenden Mitgliedern ihrer Komitees unseren Dank auszudrücken. Unser wärmster Dank gebührt auch unseren unermüdlichen Sekretären, dem Generalsekretär Reitler und Sekretär Porter für ihre überaus eifrige und ersprießliche Tätigkeit.

Digitized by Google

Meine Damen und Herren, ich habe versucht, Sie davon zu überzeugen, daß wir zu den Beschützern der Menschheit gehören; daß unsere Dienste für die Menschheit von hoher Art sind, die uns anregen, diese Dienste noch wirksamer und großzügiger machen; ich habe gezeigt, daß es gilt, unsere gegenwärtigen Methoden zu ergänzen und im richtigen Zeitpunkt zu ersetzen, da sie nach reiflicher Überlegung doch nichts als verläßliche Notbehelfe sind, die durch bessere Methoden ersetzt werden müssen; daß aber diese Änderung, so nötig sie auch ist, nur mit größter Vorsicht geschehen muß! Teilen wir nun die Prüfungsmethoden in die Proben, die auf die Zerstörbarkeit des Prüfungsstückes abzielen, und solche, die das Material nicht angreifen — das sind Proben am Objekte selbst — ein, so habe ich ja schon hervorgehoben, daß in Hinkunft diese beiden Arten von Proben dazu dienen können, sich gegenseitig zu ergänzen: die Bruchprobe einerseits, die alle Abnützungsmöglichkeiten des Betriebes berücksichtigen sollte, und die das Prüfungsstück nicht zerstörenden Proben andererseits, mit denen wir bisher kaum mehr als einen Anfang gemacht haben und die die größten Möglichkeiten der Ausnützung bieten. Ich habe Ihnen unseren Wirkungskreis und unsere daraus erwachsende Pflicht dargelegt, die Schaffung von Bedingnissen unserem ursprüglichen Arbeitsplan einzuverleiben und dadurch unsere Leistungen für unsere Mitmenschen bedeutend zu erweitern und durch die unseren Mitmenschen geleisteten Dienste unserem Schöpfer zu dienen. Das sind Aufgaben, die unsere Phantasie wohl befeuern und uns zur Hingabe aller unserer Kräfte aneifern können für die Ziele des Internationalen Verbandes für Materialprüfungen der Technik! (Lebhafter Beifall.)

Ankündigungen:

Der Präsident fügt hierauf folgendes bei:

Unseren ausländischen Mitgliedern gegenüber möchte ich mein Bedauern darüber aussprechen, daß das Komitee ohne sein Verschulden verhindert war, das Programm des Kongresses und die Reisebücher über die Exkursionen in französischer und deutscher Sprache herauszugeben. Wir bedauern, daß wir dies nicht getan haben.

Der Präsident erteilt hierauf dem Generalsekretär zu einigen geschäftlichen Mitteilungen das Wort.

Generalsekretär Reitler: Im Auftrage des Präsidenten habe ich die Ehre folgendes bekanntzugeben: Der Vorstand schlägt Ihnen die Ernennung folgender Ehrenfunktionäre vor:

Digitized by Google

Zu Ehrenpräsidenten der Vollversammlungen:

H. Oberingenieur A. Deinlein aus Wien,
H. Chefingenieur C. Duchez aus Paris,
H. Generalinspektor H. Hubert aus Lüttich,
H. Oberst P. E. Huber-Werdmüller aus Zürich,
H. Geheimrat S. Kareischa aus St. Petersburg,
H. Prof. P. C. Kley aus Haag,
H. Kuo Chi Loo aus Peking,
H. Direktor I. Papp aus Budapest,
H. Geheimrat Mönch aus Berlin,
H. Oberst R. Montoto aus Madrid,
H. Prof. C. Parvopassu aus Padua,
H. Prof. G. W. Petersson aus Stockholm,
H. Oberingenieur A. Poulsen aus Lemvig,
H. Direktor G. Smith aus Christiania,
H. Prof. Shohe-Tanaka aus Tokio,
H. Prof. Douchan Thomitsch aus Belgrad,
H. Prof. W. C. Unwin aus London,
H. U. Valiquette aus Montreal,
H. Prof. W. H. Warren aus Sydney.

Zu Ehrensekretären der Vollversammlungen wären zu ernennen:

H. Oberst J. Gages aus Paris,
H. Ing. N. Boguslawsky aus St. Petersburg,
H. Geheimrat Jäger aus Berlin,
H. Ing. P. Joosting aus Utrecht,
H. Obermaschineningenieur A. Keller aus Bern.

Zu Ehrenpräsidenten der Sektionen:

Sektion A.

H. Prof. A. Rejtő aus Budapest,
H. Prof. E. Heyn aus Berlin,
H. Dr. W. Rosenhain aus Teddington,
H. G. C. Lloyd aus London.

Sektion B.

H. Prof. F. Schüle aus Zürich,
H. Prof. M. Gary aus Berlin,
H. Ing. A. Foß aus Kopenhagen.

Digitized by Google

Sektion C.

H. Ingenieur L. Bienfait aus Amsterdam,
H. E. Camerman aus Brüssel,
H. F. Cellerier aus Paris.

Zu Präsidenten der drei Sektionen:

H. Captain Robert W. Hunt aus Chicago (A 1),
H. Henry Souther aus Hautford (A 2),
H. R. W. Lesley aus Philadelphia (B),
H. Prof. Mansfield Merriman aus New-York (C).

Zu Ehrenschriftführern der Sektionen:

Sektion A.

H. Hauptmann C. Grard aus Paris,
H. Dr. R. Moldenke aus New-York,
H. Lesly S. Robertson aus London,
H. Prof. A. Sauveur aus Cambridge,
H. Oberingenieur E. Saladin aus Paris,
H. Prof. G. Tagueff aus St. Petersburg.

Sektion B.

H. Direktor R. Frey aus Luterbach,
H. R. Feret aus Boulogne,
H. Dr. R. Hering aus New-York,
H. Dr. E. Probst aus Berlin.

Sektion C.

H. Ing. C. Jacobsen aus Kopenhagen,
H. Prof. K. Memmler aus Berlin,
H. C. D. Rinald aus Philadelphia.

Zu Kassarevisoren werden vorgeschlagen:

H. Ing. L. Bienfait aus Amsterdam,
H. Direktor I. O. Roos af Hjelmsäter aus Stockholm.

(Allgemeine Zustimmung.)

Der Generalsekretär, fortfahrend:

Die vermehrte Tätigkeit des Verbandes macht eine Steigerung seiner Mittel notwendig. Der Aufruf des V. Kongresses und die Erhöhung der Beiträge im Jahre 1909 hat das Einkommen des Verbandes in einer befriedigenden Weise erhöht. Nichtsdestoweniger hat das dem Vorstand zur Verfügung stehende Vereinsvermögen

Digitized by Google

nicht ausgereicht, den Verband finanziell unabhängig zu machen, und er war wieder auf das außerordentlich freigebige Entgegenkommen seiner amerikanischen Gäste angewiesen, um seine Aufgabe erfüllen zu können. Der Vorstand wird deshalb dem Kongreß eine Resolution vorlegen, die den Vorstand ermächtigt, einen Aufruf zu erlassen, um die interessierten Kreise zur freiwilligen Stärkung der Verbandsmittel einzuladen.

Der Vorstand hat ferner einstimmig beschlossen, den Beitrag von jährlich 10 Frcs. auf 20 Frcs. zu erhöhen. Der Vorstand hofft, daß die Mitglieder diesen Betrag durch die inhaltreichen Veröffentlichungen des Verbandes an fachlichen Beiträgen gerechtfertigt finden werden.

Schließlich wird der Vorstand in der Schlußsitzung noch Vorschläge betreffend die Änderungen von Statuten bezüglich der Anzahl von Vize-Präsidenten und die Ernennung von lebenslänglichen Mitgliedern vorbringen.

Präsident: Die eben bekanntgegebenen Vorschläge werden in der Schlußsitzung, Samstag vormittags, vorgebracht werden. Da nichts weiteres vorliegt, ist die Sitzung vertagt.

Digitized by Google

II. Vollversammlung.

Samstag, den 7. September 1912.

Der Präsident, Herr Prof. Dr. Henry M. Howe, eröffnet die Sitzung mit folgenden Worten:

Meine Herren! Ich schlage Ihnen vor, vor allem dem Protektor des Kongresses, dem Präsidenten der Vereinigten Staaten, ein Begrüßungstelegramm zu senden. (Lebhafter Beifall.)

Präsident: Der Generalsekretär wird Ihnen jetzt einige Resolutionen zur Annahme vorlegen, die vom Vorstand empfohlen worden sind.

Generalsekretär Reitler: Der Vorstand empfiehlt Ihnen die folgenden Anträge zur Annahme:

„Der VI. Kongreß hat mit Beifall zur Kenntnis genommen, daß der vom V. Kongreß veranlaßte Aufruf an Behörden und an die Großindustrie zur wirksamen Unterstützung des Verbandes eine erfreuliche Aufnahme gefunden hat. Mit Rücksicht auf die steigende Bedeutung, welche den Verbandsarbeiten für alle Baumaterialien produzierenden und konsumierenden Kreise, wie für die öffentliche Sicherheit innewohnt, und mit Rücksicht auf die dringende Notwendigkeit, die finanziellen Grundlagen des Verbandes weiter auszubauen, beschließt der Kongreß, den Vorstand zu beauftragen, durch einen erneuten Appell und durch wirksame Propaganda das Interesse der Behörden, Vereine und Industrien in erhöhtem Maße auf die Tätigkeit des Verbandes hinzulenken und um erfolgreichere finanzielle Unterstützung zu ersuchen."

(Die Resolution wird einstimmig angenommen.)

Es werden nachstehende Änderungen in den Statuten vom Vorstand vorgeschlagen:

§ 5, ist beizufügen:

„Jedem Mitgliede steht es frei, an Stelle der jährlichen Beiträge durch Zahlung eines einmaligen Beitrages von M. 300 (Frcs. 375) lebenslängliches Mitglied zu werden und von der Zahlung der jährlichen Beiträge befreit zu sein."

Digitized by Google

Im § 8, Absatz 8:

„Die Wahl der beiden Vizepräsidenten erfolgt durch den Vorstand aus seiner Mitte", hat das Wort „beiden" zu entfallen.

(Einstimmig angenommen.)

Der Präsident bittet nun die Kassarevisoren, ihren Bericht zu erstatten.

H. L. Bienfait verliest den folgenden Bericht der Revisoren:

Die Revision, welche von Herrn Roos af Hjelmsäter und mir vorgenommen wurde, hat die Richtigkeit der Kassabücher ergeben. In der Depositenbank in Wien erliegt laut Bestätigung vom 16. August 1912, ein Betrag von Frcs. 10.660·96, der auch mit dem Kassabuch übereinstimmt. Wir beantragen, daß dem Generalsekretär mit unserem Dank das Absolutorium hinsichtlich der Rechnungsführung erteilt werde.

H. Richard H. Gaines: Ich befürworte, daß der Revisionsbericht angenommen wird.

(Der Antrag wurde einstimmig angenommen.)

Der Vorsitzende lädt H. Hunt, Vorsitzenden der Sektion A, ein, die Beschlüsse dieser Sektion vorzulegen.

In seiner Abwesenheit verliest der Generalsekretär folgende Resolutionsanträge:

Internationale Liefervorschriften für Eisen und Stahl.

Mit Rücksicht auf die vorhandenen Schwierigkeiten in der Vorbereitung internationaler Liefervorschriften für Eisen und Stahl empfiehlt der VI. Kongreß dem Vorstand, daß die nächste Tätigkeit der Kommission 1a und 1b bei der Weiterführung ihrer Arbeiten in der Sammlung und Verbreitung von Mitteilungen über die in den verschiedenen Ländern erfolgten Abänderungen der Liefervorschriften bestehen soll, und daß diese Kommissionen beauftragt werden, ihre Berichte von Zeit zu Zeit dem Vorstande vorzulegen und weitere Instruktionen über ihr Vorgehen bezüglich Vorbereitung internationaler Liefervorschriften entgegenzunehmen. (Angenommen.)

Kerbschlagproben.

Der Kongreß spricht der Kommission 26 seinen Dank aus für ihre hochinteressanten Arbeiten und nimmt ihre Vorschläge an. Da die Wichtigkeit der Kerbschlagprobe für die Prüfung der Eigenschaften der Metalle für besondere Zwecke anerkannt ist, wird die Kommission

Digitized by Google

gebeten, dem nächsten Kongreß bestimmte Vorschläge über folgende Punkte vorzulegen:

Fallhöhe,
Gewicht des Ambosses,
Meßmethoden,
Form der Auflager der Probestäbe,
Dimensionen des Kerbes für kleine Probestäbe.

(Angenommen.)

Grundsätze für Lieferungsbedingungen für Kupfer.

Es wird einstimmig beschlossen, dem Ausschuß den Dank auszusprechen für den wertvollen Bericht über die Grundsätze zur Aufstellung von Lieferungsbedingungen für Kupfer. Der Ausschuß wird ersucht, seine Arbeiten fortzusetzen, auch die Kupferlegierungen mit in den Bereich der Beratungen zu ziehen und dem nächsten Kongreß einen weiteren Bericht vorzulegen. (Angenommen.)

Nomenklatur des mikroskopischen Gefüges.

Der Kongreß beschließt, dem Bericht 53 über die Nomenklatur der mikroskopischen Bestandteile von Eisen und Stahl zuzustimmen und die Definitionen als normale zu empfehlen. (Angenommen.)

Der Präsident ladet Herrn Lesley, Vorsitzenden der Sektion B, ein, die Anträge vorzulegen, die zu seiner Sektion gehören.

H. R. W. Lesley ersucht den Generalsekretär, die Verlesung vorzunehmen, was geschieht.

Raumbeständigkeit.

Die Aufgabe, weitere Versuche mit sämtlichen beschleunigten Raumbeständigkeitsproben für Portlandzement anzustellen, wird einer Kommission überwiesen, mit dem Ersuchen, verschiedene Laboratorien zu der Arbeit heranzuziehen, sowie in jedem in Frage kommenden Lande auch die öffentlichen Versuchsanstalten einzuladen, sich an den Arbeiten zu beteiligen. (Angenommen.)

Feinstes Mehl im Portlandzement.

Die Kommission 30 wird aufgefordert, zu versuchen, die ungefähre Größe der Körner des Zementes festzustellen, die in kurzer Zeit vollständig hydratisieren. (Angenommen.)

Digitized by Google

Gehalt an SO_3.

Der Vorstand wird ersucht, eine Kommission zu ernennen, die dem nächsten Kongreß über die Wirkung des SO_3-Gehaltes in Portlandzement berichtet. (Angenommen.)

Wetterbeständigkeit von Steinen.

Der Kongreß beschließt, die verschiedenen Länder einladen zu lassen, daß ihre Versuchsanstalten das Hirschwaldsche Prüfungsverfahren studieren. Über das Ergebnis wäre dem nächsten Kongreß Bericht zu erstatten. (Angenommen.)

Eisenbeton.

Die Kommission 41 wird ersucht, dem nächsten Kongreß einen Bericht über die Prüfungsverfahren für Beton und Eisenbeton vorzulegen. (Angenommen.)

Plastische Mörtel.

Die Kommission 42 wird ersucht, ihre Arbeiten zur Aufstellung eines einheitlichen Prüfungsverfahrens plastischen Mörtels und zur Anwendung dieses Verfahrens auf den Vergleich verschiedener Normalsande weiterzuführen. (Angenommen.)

Unfälle bei Eisenbeton-Konstruktionen.

Im Interesse der Unfallverhütung im Bauwesen und Förderung der hiefür erforderlichen Erkenntnis der Materialeigenschaften erscheint es geboten, daß in jedem Lande eine einheitliche Berichterstattung über die Unfälle in ähnlicher Weise organisiert werde, wie sie bezüglich der Dampfkessel-Unfälle bereits eingeführt ist. Der Kongreß spricht den Wunsch aus, daß die Eisenbeton-Kommission auf die Organisierung einer internationalen Berichterstattung hinarbeite und auf dem nächsten Kongreß die länderweise eingesandten Berichte über Unfälle im Bauwesen mit den sich aus der Art der Unfälle ergebenden Schlußfolgerungen vorlege. (Angenommen.)

Feuersicherheit von Beton und Eisenbeton.

Der Kongreß beschließt:

I. Es empfiehlt sich, bei künftigen Festigkeitsuntersuchungen von Beton und Eisenbeton, wie er in Bauwerken zur Verwendung

Digitized by Google

kommt, zuverlässige Unterlagen über die Wirkung von Feuer auf diese Baustoffe bei hohen und bei mäßigen Temperaturen zu gewinnen.

II. Hinsichtlich der gewünschten Unterlagen handelt es sich insbesondere um:

1. a) Den Verlust an Festigkeit während der Erhitzung,

b) den Verlust an Festigkeit nach der Erhitzung (und zwar sowohl bei schneller Abkühlung als bei natürlicher Abkühlung),

2. a) den Wert verschiedener Zuschlagstoffe und verschiedener Mischungsverhältnisse von Portlandzement und Zuschlagstoff,

b) den Wert verschiedener Arten der Bewehrung.

III. Zur Erlangung dieser Unterlagen sollen in den verschiedenen Ländern, soweit wie möglich, auf gemeinsamer Basis Versuche vorbereitet werden, und zwar unter Zugrundelegung der „allgemeinen Normen" des British Fire Prevention Committee für Prüfungen auf Feuerbeständigkeit. Diese Normen sind auf einem internationalen Kongreß im Jahre 1903 angenommen worden und sollen, soweit es ausführbar ist, als Grundlage für die Prüfungsbedingungen dienen. Diese Bedingungen sind auch in ausgedehntem Maße bei den Versuchen der Prüfungsstation der Columbia Universität in New York und anderswo zur Anwendung gebracht.

IV. Der Vorstand des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik möge einen Ausschuß einsetzen, mit dem Auftrage, alle Fragen zu behandeln, die sich aus dem Vorerwähnten ergeben, und zwar unter der Bezeichnung Ausschuß für die Feuersicherheit von Beton und Eisenbeton. Dieser Ausschuß wird ersucht, auf dem nächsten Kongreß einen Bericht zu erstatten. (Angenommen.)

Der Vorsitzende ladet Herrn Professor Merriman, Vorsitzenden der Sektion C, ein, die Resolutionen der Sektion C zu verlesen.

Über dessen Ersuchen verliest der Generalsekretär die folgenden Resolutionen:

Ölprüfung.

Der Kongreß beschließt, daß die Kommission 39 (Grundlagen der Lieferungsvorschriften für Öle) bestehen bleibe und so bald wie möglich ihre Arbeiten aufnehmen möge. (Angenommen.)

Nomenklatur technischer Ausdrücke.

1. Es sollen für die Bezeichnung der Gesamtkraft oder absoluten Kraft die Worte vorbehalten bleiben:

Digitized by Google

im Französischen: Force, effort (de traction, de compression, de cisaillement);

im Deutschen: Kraft, Zugkraft, Druckkraft, Schubkraft oder Scherkraft;

im Englischen: Force, Load (tensile, compressive, shearing). Pull and Thrust.

2. Man bezeichne als Kraft, bezogen auf die Flächeneinheit,

im Französischen: Tension, pression, cisaillement (tension normale, pression normale, tension tangentielle);

im Deutschen: Zugspannung, Druckspannung, Schubspannung;

im Englischen: tensile stress, compression stress, shearing stress.

Die Worte frottement intérieur, innere Reibung, internal friction sind ausschließlich für die Bezeichnung der Spannung parallel zur Gleitfläche und entgegengesetzt zur Gleitrichtung anzuwenden. (Angenommen.)

Holzprüfung.

Die Frage betreffend Holzprüfung an großen Probestücken und die Nachprüfung der Formel von Professor Tanaka ist einer Kommission zu übertragen. (Angenommen.)

Straßenbaumaterial.

Der Kongreß beantragt die Ernennung einer Kommission zur Vereinheitlichung der Prüfungsverfahren für Straßenbaumaterialien und deren Benennung, und zwar in Gemeinschaft mit dem Exekutivbureau des Internationalen Straßenkongresses. (Angenommen.)

Der Präsident erteilt Exz. Belelubsky das Wort.

Exz. N. Belelubsky: Hochverehrte Herren und Damen! Die russische Regierung hat ihren Vertretern, in deren Namen ich zu sprechen die Ehre habe, den Auftrag erteilt, den nächsten Kongreß nach St. Petersburg zu laden, und ich erlaube mir hiermit diese von Sr. Majestät dem Kaiser von Rußland genehmigte Einladung auf Abhaltung des VII. Kongresses im Jahre 1915 in St. Petersburg zu überbringen. Wir werden glücklich sein, Ihnen den Aufenthalt in Rußland so angenehm wie möglich zu gestalten. (Lebhafter stürmischer Beifall.)

Vorsitzender: Seine Exzellenz Herr Vizepräsident Belelubsky überbringt uns eine Einladung der russischen Regierung, den nächsten Kongreß in St. Petersburg abzuhalten. Ich bringe den Antrag, den VII. Kongreß in St. Petersburg abzuhalten, zur Abstimmung. (Lebhafter Beifall.) Die Einladung ist einstimmig angenommen.

Digitized by Google

Exz. S. Kareischa: Ich schlage vor, daß wir dem Präsidenten des Kongresses unseren aufrichtigsten Dank aussprechen, ebenso dem Organisations-Komitee für die große Arbeit, die sie für den Kongreß geleistet haben und für die großartigen Erfolge, die vom Kongreß erzielt worden sind.

(Allgemeiner Applaus sowie Hochheben der Hände.)

H. Vizepräsident Geheimrat A. Martens: Im Auftrage des Vorstandes beehre ich mich mitzuteilen, daß der Vorstand in seiner letzten Sitzung unseren verehrten Präsidenten Prof. Howe in Anerkennung der großen Verdienste, die er sich um den Internationalen Verband erworben hat, zum lebenslänglichen Mitglied des Vorstandes ernannt hat. Es ist das die höchste Auszeichnung, die der Vorstand zu vergeben hat. Ich knüpfe daran die Bitte, dem Präsidenten unseren besonderen Dank durch Erhebung von den Sitzen auszusprechen.

(Die Versammlung erhebt sich unter allgemeinem Beifall.)

Der Präsident dankt herzlich für die große Ehre und fügt bei: Ich kann nicht sagen, daß von unserer Seite für diesen Kongreß und für den Empfang unserer verehrten Gäste keine Mühen angewandt worden seien, doch möchte ich sagen, daß dort, wo das Herz mit dabei ist, alle Mühen leicht werden. Wir haben für diesen Kongreß gearbeitet, und doch ist es uns nicht schwer gefallen, weil wir es gern taten. Ich danke Ihnen von Herzen. (Lauter Beifall.)

H. Prof. W. C. Unwin: Herr Präsident! Wenn es mir gestattet ist, einige Worte im Namen der englischen Regierung und des Institute of Civil Engineers und ganz besonders im Namen meiner englischen Kollegen, die hier anwesend sind, zu sprechen, so möchte ich den amerikanischen Mitgliedern des Verbandes für Materialprüfung für das uns bewiesene Entgegenkommen, die vielen erwiesenen Freundlichkeiten, den herzlichen Empfang und die unübertreffliche Gastfreundschaft, die ich übrigens schon vor einiger Zeit schätzen zu lernen das Glück hatte, wärmsten Dank sagen. Wir sind Ihnen diesmal für die Güte und Freundschaft besonders dankbar. (Beifall.)

H. Geheimrat A. Martens spricht auch seinerseits dem Präsidenten und dem Organisationskomitee den wärmsten Dank in deutscher Sprache aus. (Beifall.)

Der Vorsitzende teilt mit, daß der Verein Deutscher Ingenieure seine herzlichsten Grüße durch Herrn Rudolf Hering übersendet.

Digitized by Google

Eidlitz, Otto M., Eng., New York City.
Electrical Testing Laboratories, New York.
Elliott, Geo. K., Chief Chem. and Metallurgist, The Lunkenheimer Co., Cincinnati, Ohio.
Elliott, H. A., Amer. Rep. of G. Derihon Forge Works, Detroit, Mich.
Ely, T. N., New York City.
Emery, A. H., Civil Eng., Stamford, Conn.
Fackenthal, B. F., Pres. Thomas Iron Co., Easton, Pa.
Fairchild, Emg., New York City.
Farmer, F. M., Elec. Eng., New York City.
Fay, Henry, Prof., Mass. Institute of Technology, Boston, Mass.
Ferguson, Lewis R., Civil Eng., Philadelphia, Pa.
Fernall, R. H., Prof., Univ. of Penn., Philadelphia, Pa
Findley, A. J., Editor "Iron Age," New York.
Fireman, Peter, Cosmos Club, Washington, D. C.
Firmstone, F., Blast Furnace Manager, Easton, Pa.
Fisher, Henry W., Chief Eng., Standard Underground & Cable Co., Perth Amboy, N. J.
Flagg, Stanley G., Jr., Philadelphia, Pa.
Fleming, W. R., Chemist, Newport, Ky.
Fleming, Henry S., I Broadway, New York.
Fletcher, Andrew, Marine Engineer, Hoboken, N. J. By the Society of Naval Architects and Marine Engineers.
Force, H. J., Chemist, D., L. & W. R. R., Scranton, Pa.
Forrest, C. N., Ch., Chem. N. Y. Test. Lab., Maurer, N. J.
Fort, E. J., Chef Eng. Sewers, Borough of Brooklyn, N. Y.
Foucar, E. L., San Francisco, Cal.
Fougner, Hermann, Consulting Eng., New York.
Fowler, George L., Ass. Editor Railway Age Gazette, New York.
French, James B., Bridge Eng., New York.
French, James, Representing Lloyds' Register of Shipping, New York
Fretch, Wm. J., Riehle Bros., Philadelphia, Pa.
Fretcher, And., repr. Society of N. A. and M. E., Hoboken, N. J.
Fuller, Almon H., Prof., Pacific N. W. Soc. of Engrs., Seattle, Wash.
Fulweiler, W. H., Un. Gas. Imp. Co., Philadelphia, Pa.
Gaines, Richard H., Engr., Board of Water Supply, New York.
Gannon, Thomas J., Eng. in Ch. Dept. Water, Gas and Elec., Brooklyn, N. Y.
Garritson, Eng., New York.
Geer, W. C., Akron, O.
Gibboney, Jas. H., Chf. Chemist, Norfolk & Western Ry., Roanoke, Va.
Gibbs, A. W., Mech. Eng., Philadelphia, Pa.
Gill, A. H., New York.
Goldsmith, Allan G., United States, Gambier, Ohio.
Goodell, J. M., Editor Engineering Record, New York.
Goodrich, E. P., New York.
Goss, Wm. F. M., University of Illinois, Urbana, Ill.
Gould, Wm. S., Pres. Fuel Eng., Co. of N. Y., New York.
Grayson, S. A., Jessup Steel Co., Washington, Pa.
Greene, H. L., Chf. Chem., J. H. Wiliams & Co., Brooklyn, N. Y.
Greenman, Russell S., Testing Eng., Albany Society of Civil Engineers, Department of State Engineering and Surveying, Albany, N. Y.
Greenwald, H. M., Cobleskill, N. Y.
Grieswold, H. C., Engr., repr. Ill Steel Co., Chicago, Ill.
Griffith, Wm., Mining Eng. and Geologist, Eng. Soc. Northeastern Pa., Scranton, Pa.
Griswold, E. M., (Guest of A. O. Backert), Syracuse, N. Y.
Hagar, Ed. M., Pres. Assn. Am. Portland Cement Mfrs., Chicago.
Halsey, F. A., Unadilla, N. Y.
Hamburger, Samuel, Tsst. Eng. Dept. of Bridges, New York.
Hammond, George T., Eng. in Ch. of Bureau of Sewers, Brooklyn, N. Y.
Handy, James O., Pres. of Eng. Soc. of Western Penna., Pittsburgh, Pa.
Hanna, W. C., Chemist, Cal. Portland Cement Co., Colton, Cal.
Harris, F. K., Intend. of Eng., U. S. Navy, Brooklyn, N. Y.

Digitized by Google

Hartranft, Wm., Pres., Wm. Hart Cement Co., Philadelphia, Pa.
Haswell, J. C. (Guest of A. O. Backert), Marion, Ind.
Hatt, Wm., Prof. Purdue Univ., Lafayette, Ind.
Hay, J. T., The Stark Rolling Mill Co., Canton, Ohio.
Heckel, G. B., New York.
Heidenreich, E. Lee, Chief Eng. Builders Material Supply Co., Kansas City, Mo.
Helwig, Alfred, Engr. Edison Elec. Ill. Co., Brooklyn, N. Y.
Henry, Alex. S., V. P. Railway Steel Spring Co., New York.
Henry, John A., Chf. Inspr. Homestead Steel Wks., Carnegie Steel Co., Munkall, Pa.
Herreshoff, J. B., Sc. D., New York.
Herring, Rud., Hydraulic and Sanitary Eng., New York.
Hibbard, Henry D., Cons. Eng., Plainfield, N. J.
Hibbs, M. E., Structural Eng., Philadelphia, Pa.
Hill, H. P., New York.
Hill, Nicholas S., Jr., Consulting Engineer, New York.
Hilles, Raymond W., Sales Mgr., S. H. French & Co., Philadelphia, Pa.
Hodge, H. W., Eng., New York.
Hodges, H. B., Purch. Agt. L. I. R. R., New York.
Hoff, Olaf, Consulting Engineer, New York.
Hoffman, J. D., Prof., Am. Soc. of Heat and Vent. Engs., Lincoln, Neb.
Holmes, J. A.
Holst, J. L., Civil Eng., Grand Cent. Sta., New York.
Holton, E. C., Chemist, Cleveland, O.
Hopkins, G. A., Chief Metallurgist, Carnegie Steel Co., Munhall, Pa.
Horn, Harold J., John Roebling's Sons Co., Trenton, N. J.
Hovey, O. E., Asst. Chief Eng., Amer. Bridge Co., New York.
Howard, James Waite, New York.
Howard, Jas. E., Bureau of Standards, Washington, D. C.
Howard, O. Z., Eng., New York.
Howe, Henry M., Prof., Pres. I. A. T. M., Bedford Hills, N. Y.
Humphrey, Richard L., Consulting Eng., repr. U. S. Govt., Philadelphia, Pa.
Hunnings, S. V., Eng. of Tests, American Locomotive Co., Schenectady, N. Y.
Hunt, R. W., Pres. A. S. T. M., Inst. Mech. Eng. of Great Britain, Chicago, Ill.
Huston, Charles L., Lukens Iron and Steel Co., Coatesville, Pa.
Hutchinson, F. L., Sec. Amer. Inst. of E. E., N. Y.
Hyde, Lincoln, Prof., Columbia, Mo.
Ingalls, F. P., Chemist, Brooklyn, N. Y.
Irons, Robert H., Gen. Supt. Central Iron and Steel Co., Harrisburg, Pa.
Isbester, G. C., Sales Agent Rail Joint Co., New York.
Jeffers, John M., Oil Inspr. Natl. Tube Co., McKeesport, Pa.
Jennings, Robert E., 2d. Titan Steel Casting Co., Newark, N. J.
Jobson, T., Crucible Steel Co. of America, Atha Works, Harrison, N. J.
Jones, C. R., College Engineer, Western Virginia Univ., Morgantown, W. Va.
Jones, Jesse L., Westinghouse Electric & Mfg., Co. Pittsburgh, Pa.
Jones, Morgan T., Chicago, Ill.
Kaemmerling, Gustav, Capt. U. S. Army, Bureau of Steam Engrs., Navy Dept., Washington, D. C.
Kaufman, Gustave, Brooklyn, N. Y.
Kay, Edgar B., Prof., Alabama R. R. Commission, University, Ala.
Keller, Karl, Keuffel & Esser Co., Hoboken, N. J.
Kelsey, Victor V., Chemist, Carolina, Clinchfield & Ohio Ry., Erwin, Tenn.
Kendall, F. G., Mech. Eng., New York.
Kenney, E. F., Metallurgical Eng., Cambria Steel Co., Johnstown, Pa.
Kenney, Lewis H., Draftsman-in-Charge, Machinery Division, U. S. Navy Yard, Philadelphia, Pa.
Kent, R. T., Editor of Iron Age, New York.
Kershaw, Wm., H. Civil Eng., The Texas Co., New York.
Kinhead, J. A., Resident Manager Iron Co., New York.
Kinney, Wm. M., Asst. Insp. Eng., Univ. Portland Cement Co., Pittsburgh, Pa.
Kirchhoff, C., New York.
Kirchhoff, Mrs. C., New York.
Knap, J. M., Treasurer, Am. Soc. Elec. Eng., New York.
Knowlton, A. R., New York.
Koch, George B., Physical Laboratory, Altoona, Pa.

Digitized by Google

Kraus, W. G., Manager, Natl. Malleable Casting Co., Sharon, Pa.
Krauss, E. E., Secretary Natl. Assn. of Cement Users, Philadelphia, Pa.
Kreuzpointner, Paul, Penn. R. R. Co., Altoona, Pa.
Kunz, George F., Pres. Amer. Science and Hist. Assn., New York.
Lake, E. F., Cleveland, Ohio.
Lake, Edward N., Boston, Mass.
Land, Emory S., Constructor, Navy Dept., Washington, D. C.
Landis, Walter, S. M S., Professor, South Betlehem, Pa.
Lanza, Gaetano, Cons. Eng., Baldwin Locom. Wks., Philadelphia, Pa.
Lattin, Robert B., Elec. Eng., The Johns-Pratt Co., Hartford, Conn.
Laureyns, G. G., C. E. Rep. Marc Eidlitz & Son, N. Y.
Lawrie, James W., Chief Chem., The Pullman Co., Chicago, Ill.
Lawson, T. R, Prof., Rensselaer Polytechnic Institute, Troy, N. Y.
Leonard, Z. B., Eng. in Charge, Perfection Spring Co., Cleveland, Ohio.
Lesley, Robt. W., Pres. Amer. Cement Co., Philadelphia, Pa.
Lindenmuth, L. B., Penn. Steel Co., Steelton, Pa.
Lindenthal, Gustav, New York.
Linder, Oscar, West. Elec. Co., Chicago, Ill.
Lindhard, P. J., Sec. of "Smidth Co.," New York City.
Litchfield, Norman, Rep. Amer. Electric Railway Engineering Assn., New York.
Lober, John B., Pres. Vulcanite Porti Cement Co., Philadelphia, Pa.
Lorenz, G. G., New York.
Loudenbeck, Harry, Chief Chem., Westinghouse Airbrake Co., Wilmerding, Pa.
Lovell, Alfred, Cons. Eng., Philadelphia, Pa.
Low, F. R., Editor "Power", Inst. of Operating Eng., New York.
Lucas, Georg L., Gen. Insp. Material, Public Service Commission, New York City.
Lundberg, Chas., "Iron Age", New York.
Lynch, T. D., Research Eng., Westingtouse Elec. & Mfg. Co., Pittsburgh, Pa.
McCready, E. B., Allentown Teat. Lab., Allentown, Pa.
McCulloch, John A., McKeesport, Pa.
McDonnell, M. E., P. R. R., Altoona, Pa.
McFarland, G. S., Chemist, The Wyman & Gordan Co., Worcester, Mass.
McFarland, H. B., Eng. of Tests, Santa Fé R. R., Topeka, Kan.
McFarland, J. A., Chem. and Eng., St. Louis & S. F. R. R., St. Louis, Mo.
McGrady, J. W., Munhall, Pa.
McKenna, Chas. F., New York
McLeod, John, Asst. to Pres. Carnegie Steel Co., Pittsburgh, Pa.
McNaugher, D. W., Civil Engineer, Pittsburgh, Pa.
McPherran, R. S., Chemist, Milwaukee, Wis.
Macmichol, Charles, Washington, D. C.
Macomb, John d'N., Off. Eng., A., T. & S. F. R. R., Topeka, Kan.
Mackenzie, Kennedy G., Cons. Chem., Texas Co., Bayonne, N. J.
Malmros, N. L., Am. Soc. Swedish Engrs., Cons. Arch., Am. Soc. of Swedish Engrs., Brooklyn, N. Y.
Marburg, Edgar, Prof., Univ of Penna., Philadelphia, Pa.
Marston, A., New York.
Methews, John A., Mgr., Halcomb Steel Co., Syracuse, N. Y.
Mead, Chase A., Eng. of Bridges, Upper Montclair, N. J.
Merriman, Mansfield, Past Pres. A. S. T. M., New York.
Meyer, E. D, Pres. of Heine Boiler Co., New York City.
Michelin, Marcel, Milltown, N. J.
Miller, Rudolph P., Supt. of Bldgs., New York City.
Miner, Jos. L., Chem., New York City.
Mock, J. C., Eng., Railway Signal Assn., Detroit, Mich.
Mogensen, Olaf E., Civil Eng., F. L. Smidth & Co., New York and Copenhagen, New York City.
Moisseiff, Leon S., Eng. of Design, Dept. of Bridges, New York.
Moldenke, Richard, Prof., Sec. Am. Foundrymens' Assn., Watchung, N. J.
Molleson, George E., New York.
Monroe, C. E., New York.
Moore, Herb. F., Urbana, Ill.
Moore, Wm. H., Eng. of Bridges, New Haven, Conn.
Morris, D. A., Rep. Nelson Valve Co., Philadelphia, Pa.

Digitized by Google

Morse, F. B., Gulick-Henderson Co., New York.
Moyer, Albert, Vulcanite Port. Cem. Co., New York.
Mueser, Wm., Civil Engineer, New York.
Murray, W. H. G., Solvay Process Co., Syracuse, N. Y.
Murry, W. H., Solvay Process Co., Binghamton, N. Y.
Myer, C. R., Insp. Eng., Western Elec. Co., New York.
Nelson, E. D., Summit, N. J.
Nickerson, J. F., Editor "Ice and Refrigeration", Chicago, Ill.
Nielson, A. T., Civil Eng., East Orange, N. J.
Noble, Alfred, Civil Eng., Inst. of Civil Engrs., New York.
Norris, George L., Eng. of Test., Am. Vanadium Co., Pittsburgh, Pa.
O'Hara, J. M., Official Cement Tester, So. Pac. Co., San Francisco, Cal.
Olsen, Louis W., Sept., Ohio Brass Co., Mansfield, Ohio.
Olsen, Thorsten Y., with Tinius Olsen & Co., Philadelphia, Pa.
Olsen, Tinius, Eng., repr. Tinius Olsen & Co., Philadelphia, Pa.
Orton, Edward, Jr., New York.
Osborne, Charles G., Illinois Steel Co., Chicago, Ill.
Owen, James, Civil Eng., Newark, N. J.
Owens, R. B., Sec. Franklin Inst., Philadelphia, Pa.
Page, Logan Walter, New York.
Parker, J. H., Met. Eng., Carpenter Steel Co., Reading, Pa.
Parker, Wm. P., Concrete Steel Engineering Co., New York.
Patrick, C. P., Master Boilermakers' Assn., Cleveland, O.
Patsig, M. L., Test. Eng., City of Des Moines, Des Moines, Iowa.
Patton, A. G., Nat. Fire Protection Assn., Boston, Mass.
Pease, Burton H., Carnegie Steel Co., Sharon, Pa.
Pease, F. N., Chemist, Penn. R. R., Altoona, Pa.
Penney, R. L., Winchester Arms Co., New Haven, Conn.
Perrine, H., Eng., New York City.
Perry, R. S., New York.
Peterson, G., Eng., Carnegie Steel Co., Philadelphia, Pa.
Petinot, N., Metallurgist, Titanium Mfg. Co., Niagara Falls, N. Y.
Phinney, C. H., Inspection Dept., Associated Factory Mutual Fire Insurance Co., Boston, Mass.
Pinkerton, Andrew, Electrical Engineer, American Sheet & Tin Plate Co., Pittsburgh, Pa.
Polk, Anderson, Lowe Bros. Co., Baltimore, Md.
Porter, H. F. J., Sec. of Organizing Committee, New York City.
Porter, J. M., Professor of Civil Engineering, Lafayette College, Easton, Pa.
Potter, Alex., Cons. Civil Eng., New York.
Potts, Stephen C., Penn. R. R., Altoona, Pa.
Prevost, Hubbard, New York.
Price, Frank, Chief Insp. Isthmian Canal Com., Pittsburgh, Pa.
Provost, A. J., Jr., New York.
Pulligny, Jean de, Chief Engineer, New York City.
Raquet, E. H., Chief Chemist, N. Y., N. H. & H. R. R., West Haven, Conn.
Ray, D. H., Dr., New York City.
Reminger, Henry A., Chemist, Lehigh Portland Cement Co., Allentown, Pa.
Remlinger, J. R., Eng., New York.
Reynolds, O. F., Chief Chem., Missouri Pacific R. R., St. Louis, Mo.
Rice, Calvin W., Sec., Am. Soc. Mech. Engrs., New York.
Richards, Jos. W., Prof. of Metallurgy, Lehigh Univ., repr. International Congress of Applied Chem., South Bethlehem, Pa.
Richardson, Clifford, Cons. Eng., New York City.
Rigg, E. H., Naval Arch., N. Y. Shipbuilding Co., Camden, N. J.
Rinald, C. D., Print. Mfr., Philadelphia, Pa.
Risteen, A. D., Eng., Travellers' Ins. Co., Hartford, Conn.
Ritter, Daniel E., Ass. to President, Lehigh Portland Cement Co., Allentown, Pa.
Robertson, H. H., Beaver Falls, Pa.
Rockwell, W. F., Chief Insp., repr. Ill. Steel Co., Gary, Ind.
Rodgers, S. M., Metallurgist, Amer. Steel Wks., Pittsburgh, Pa.
Rogers, Fred E., Editor "Machinery", Amer. Museum of Safety, New York City.

Digitized by Google

Rowland, Wm. S., The Stanley Works, New Britain, Conn.
Rugg, W. S., West. Elect. Co., New York City.
Ruiloba, J. A., U. S. Steel Corpn, New York City.
Rys, C. F. W., Carnegie Steel Co., Pittsburgh, Pa.
Sabin, A. H., Chem., Natl Lead Co., Flushing, N. Y.
Sague, J. E., Member Public Serv. Com., Albany, N. Y.
Sauveur, Albert, Prof., Harvard Univ. Cambridge, Mass.
Schaeffer, J., Chief Chem., Picker Lead Co., Joplin, Mo.
Schmitt, F. E., "Engineering News", New York City.
Schneider, C. C., Cons. Eng., Philadelphia, Pa.
Schott, Otto, Dr. Phil., Consulting Eng., Technical Verein von N. Y., New York.
Schreiber, Martin, Eng. M. of W., Pub. Serv. Ry., Newark, N. J.
Schuhmann, Geo. (Mrs. Sauveur), V. P. & Gen. Mgr., Reading Iron Co., Reading, Pa.
Schuyler, Mont., Eng. Test. Lab., City of St. Louis, St. Louis, Mo.
Seaman, Henry B., Consulting Eng., New York City.
Seaman, H. J., Supt., Atlas Cement Co., Catasauqua, Pa.
Shankland, E. C., Chicago, Ill. By the American Society of Civil Engineers.
Sharp, C. H., New York.
Sharples, Ph. P., Chemist, Boston, Mass.
Sheafe, J. A., Mech. Eng., Ill. Cent. R. R., Chicago, Ill.
Shepard, Wm., Kent Prof. Yale Univ., New Haven, Conn.
Shore, Albert F., Pres., Shore Instrument Co., New York City.
Shuman, Jesse J., Insp. Eng., Jones & Laughlin Steel Co., Pittsburgh, Pa.
Simmons, A. J., New York.
Sivyer, F. L., (Guest of A. O. Backert) Milwaukee, Wis.
Skinner, C. E., Eng. Western Elec. Co., Am. Inst. Elec. Engrs., East Pittsburgh, Pa.
Smith, Willard A., Representing the Railway Review, Chicago, Ill.
Snow, J. P., Consulting Eng., Boston, Mass.
Souther, Henry, Metallurgist, Soc. Automobile Engrs., Automobile Board of Trade, Hartford, Conn.
Spackman, H. S., Engr., Henry Sprakman Eng. Co., Philadelphia, Pa.
Speer, Jos. T., Major, by the American Foundrymen's Association, Pittsburgh, Pa.
Speller, Frank N., Metallurgical Eng., National Tube Co., Pittsburgh, Pa.
Sprague, L. G., Chf. Chem. Virginia Port. Cem. Co., Fordwick, Va.
Stafford, S. G., Pres. Vulcan Crucible Steel Co., Aliquippa, Pa.
Sterling, E. A., by the American Wood Preservers Association, Philadelphia, Pa.
Stevenson, A. A., Vice-Pres. Standard Steel Works Co., Assn. of Steel Mfrs., Philadelphia, Pa.
Stevenson, Taylor, Pres., Institute of Naval Arch'ts of Great Britain, New York.
Steward, J. T., New York.
Stone, George C., Metallurgist, repr. N. J. Zinc Co., New York.
Stoughton, Bradley, Metallurgist, New York.
Strachan, Robert C., Asst. Eng., Dept. of Bridges, City of New York, Richmond Hill, N. Y.
Stratton, S. W., U. S. Bureau of Standards, Washington, D. C.
Strobel, A., New York.
Strobel, Chas. L., Consulting Eng., Chicago, Ill.
Struthers, Joseph, Dr., Sec. of Am. Inst. of Mining Engrs., New York.
Studle, Colin, Penn. R. R., New York.
Stutz, Ernest, New York.
Swain, Geo. F., Prof., Graduate School of Applied Science, Harvard University, Pierce Hall, Cambridge, Mass.
Swenson, Emil, New York.
Talbot, Arthur N., Prof., Univ. of Illinois, Urbana, Ill.
Taylor, Knox, Pres. Taylor Iron and Steel Co., High Bridge, N. J.
Thomas, H. S., Amer. Brass Co., New York.
Thompson, Gust. W., Chemist, Natl. Lead Co., Brooklyn, N. Y.
Thompson, Sanford E., Consulting Engineer, Newton Highlands, Mass.
Thorpe, J. B., Engr., Ill. Steel Co., Gary, Ind.

Digitized by Google

Thurnauer, Gustav.
Tiemann, H. P., Carnegie Steel Co., Pittsburgh, Pa.
Tolman, W. H., Director of Amer. Museum of Safety, New York.
Touceda, Enrique, Albany, N. Y.
Towne, Thomas, Eastern Mgr. N. Y. State Steel Co., New York.
Trautwine, John C., Jr., New York.
Tretch, Wm. J. (Riehle Bros.), Philadelphia, Pa.
Tucker, Herman Franklin, Consulting Eng., Washington, D. C.
Turneaure, F. E., New York.
Uhler, J. L., Metallurgist, Union Steel Casting Co., Pittsburgh, Pa.
Van Debogarh, W. R., New York.
Viola, B., New York.
Von Eltz-Rubenach, Baron P., State Constructor, German Consulate-General, New York.
Von Schrenk, Hermann, New York.
Voorhees, S. S., New York.
Wagner, Fred H., Chf. Eng., Bartlett Hayward Co., Baltimore, Md.
Wagner, Samuel Tobias, Ass. Eng., Phila & Reading Ry. Co., Philadelphia, Pa.
Waldo, Leonard, Eng., New York.
Waldo, R., Doctor, New York.
Walker, Arthur L., Prof., Representing Congress for Applied Chemistry, Columbia University, N. Y. City.
Walker, B. J., (Guest of A. O. Backert), Erie, Pa.
Walker, William H., New York.
Wallace, John F., New York.
Walter, L. W., Cement. Insp. Erie R. R., Jersey City, N. J.
Ward, H. H., Knickerbocker Port. Cement Co., New York.
Warner, Geo. C., Sillivan Machinery Co., Carlemont, N. H.
Watt, J. H., Chf. Chem., Pittsburgh Steel Co., Monesson, Pa.
Webster, Geo. S., New York.
Webster, W. R., Vice-Pres. Bridgeport Brass Co., Bridgeport, Conn.
Webster, Wm. R., Cons. Eng., Philadelphia, Pa.
Welles, Paul, Western Electric Co., New York.
Wemlinger, J. R., Delegate American Society of Engineering Contractors, New York City.
White, G. A., Metallurgist, Am. Sheet & Tin Plate Co., Pittsburgh, Pa.
White, Geo. D., Patton Paint Co., Newark, N. J.
White, John A., Chief Chem., Studebaker Corp., South Bend. Ind.
Wiese, H. B., Parkesburg Iron Co., Parkesburg, Pa.
Wight, Frank C., Editor "Engineering News", New York.
Wiley, W. H., Haines Falls, N. Y.
Wiley, W. O., Treas. of Exec. Com. of I. A. T. M. Congress, New York City.
Williams, Arthur, Pres., Amer. Museum of Safety, N. Y.
Wilson, H. M., Engineer in charge, Bureau of Mines, Pittsburgh, Pa.
Wilson, Percy H., Sec. Assn. of Amer. Port. Cem. Mfrs., Philadelphia, Pa.
Withey, M. O., Asst. Prof., Madison, Wis.
Wixchorst, M. N., Eng. of Tests., Chicago, Ill.
Wolfe, H. C., Midvale Steel Co., Philadelphia, Pa.
Wood, E. R., Jr., Manufacturer, Philadelphia, Pa.
Wood, Walter, Eng., R. D. Wood & Co., Philadelphia, Pa.
Woodwell, J. E., Cons. Eng., Mt. Vernon, N. Y.
Woolson, Ira H., Cons. Eng., Natl. Board Fire Underwriters, New York City.
Young, C. D., Eng. of Tests, Penn. R. R., Altoona, Pa.
Young, T. B., New York.
Zimmerschied, K. W., Metallurgist, Gen'l Motor Co., Detroit, Mich.

Digitized by Google

VERZEICHNIS DER DAMEN.

Belgien.

Hubert. Mme. Herman.
Ortmans, Mme. Jean.
Rabozee, Mme. H J.

Canada.

Sproule, Mrs. G., Montreal, Canada.
Whealler, Miss, Beamsville, Ontario, Canada.

Deutschland.

Barth, Frau Frederick.
Dyckerhoff, Frau Aug.
Gary, Frau Max.
Jahnke, Frau F.
Prüssing, Frau Paul.
Prüssing, Fräulein M.
Sperber, Frau F.

Frankreich.

Damour, Mme. André.
Pisart, Mme. Ferd.

Großbritannien.

Blount, Mrs. Bertram.

Italien.

Scifoni, Mme. Enrico.

Niederlande.

Kley, Frau P. D. C.
Kley, Fräulein.

Norwegen.

Hiorth, Frau F.
Oppegaard, Frau K.

Österreich.

Deinlein, Frau Alfred.
Hansen, Frau Otto.
Zugmayer, Frau Otto.

Digitized by Google

Rußland.

Belelubsky, Mrs. N.
Davidenkoff, Mrs. Nicholas.
Gagarin, Princess Sophia.
Gagarin, Princess Mary.
Koroleff, Miss Marie.
Marnetz, Mrs. Marie.

Schweiz.

Frey, Frau Rudolph.
Peter, Fräulein Lina.

Ungarn.

Misangyi, Mme. W.
Novak, Mme. Teodor.
Papp, Mme. Joh.
Rejtö, Mme. A.
Zielinsky, Mme. C.

Vereinigte Staaten von Nordamerika.

Abbott, Mrs. Franklin E., Buffalo, N. Y.
Bowman, Mrs. Austin Lord, New York City.
Boylston, Miss M. A., New York City.
Boylston, Mrs. H. M., New York City.
Boylston, Mrs. T. W., New York City.
Burdett, Mrs. F. A., New York.
Burrows, Mrs. Chas. W., Washington, D. C.
Campbell, Mrs. F. L, Schenectady, N. Y.
Carson, Mrs. C. E., Latrobe, Pa.
Chapman, Mrs. C. M., New York City.
Cole, Mrs. F. J., Schenectady, N. Y.
Corwine, Mrs., New York City.
Dudley, Mrs. P. H., New York City.
Dunning, Mrs. Hubert, New York City.
Farmer, Mrs. F. M., New York City.
Fowler, Mrs. George L., New York.
Hall, G. P., Mrs., High Bridge, N. J.
Hanna, Mrs. W. C., Colton, Cal.
Hoene, Mrs. W. W., Pittsburgh, Pa.
Howe, Henry M., Mrs., Bedford Hills, N. Y.
Hunt, Mrs. R. W., Chicago, Ill.
Irons, Mrs. Robert H., Harrisburg, Pa.
Jeffers, Mrs. John M., McKeesport, Pa.
Jobson, Mrs. T., Newark, N. J.
Kunz, Miss (Guest), New York.
Loudenbeck, Mrs. Harry, Wilmerding, Pa.
Lovell, Mrs. Alfred, Philadelphia, Pa.
Lucas, Mrs. Georg L., New York City.
McCready, Mrs. E. B., Allentown, Pa.
McFarland, Mrs. H. B., Topeka, Kan.
McFarland, Mrs. J. A., St. Louis, Mo.
McVay, Miss, New York City.
Macomb, Mrs. John d'N., Topeka, Kan.
Merriman, Mrs. Mansfield, New York.
Miller, Mrs. Rudolph P., New York City
Moldenke, Mrs. Richard, Watchung, N. J.
O'Hara, Mrs. J. M., San Francisco, Cal.
Olsen, Mrs. L. W., Mansfield, Ohio.
Olsen, Mrs. Thorsten Y., Philadelphia, Pa.
Olsen, Mrs. Tinius, Philadelphia, Pa.
Schmitt, Mrs. F. E., New York City.
Schneider, Mrs. C. C., Philadelphia, Pa.
Shuman, Mrs. Jesse J., Pittsburgh, Pa.
Stafford, Mrs. S. G., Aliquippa, Pa.
Stoughton, Mrs. Bradley, New York.
Talbot, Mrs. Arthur N., Urbana, Ill.
Talbot, Miss, Urbana, Ill.
Taylor, Mrs. Knox, High Bridge, N. J.
Tiemann, Mrs. H. P., Pittsburgh, Pa.
Watt, Mrs. J. H., Monesson, Pa.
Wixchorst, Mrs. M. H., Chicago, Ill.
Wolfe, Mrs. H. C., Philadelphia, Pa.
Zimmerschied, Mrs. K. W., Detroit, Mich.

Digitized by Google

Digitized by Google

I. Vollversammlung

abgehalten im Festsaale des Vereinsgebäudes der Ingenieur-Vereine, New York, Dienstag, den 3. September 1912.

Herr Robert W. Hunt, Vorsitzender des Amerikanischen Verbandes für Materialprüfung, eröffnet die Sitzung um 10 Uhr 20 Minuten mit folgender Ansprache:

Hochverehrte Damen und Herren! Es ist mir eine angenehme Pflicht und ein Vergnügen, Sie heute hier herzlich willkommen zu heißen, nicht nur hier in diesem Saale, wo wir im Begriff stehen, unseren Kongreß zu eröffnen, sondern in diesem Lande, in das ja so viele unsere Mitglieder viele Meilen teils zu Land und teils zu Wasser gekommen sind, um an den Beratungen teilzunehmen. Wir geben der Hoffnung Ausdruck — nicht nur im Namen des Organisationskomitees, sondern im Namen des ganzen Amerikanischen Verbandes für Materialprüfung — daß die Ergebnisse Ihrer Arbeit Ihnen die vielen Mühen und Gefahren der weiten Reise, die Sie zurücklegen mußten, reichlich entgelten mögen. Wir möchten nur noch den Wunsch ausdrücken, daß jeder von Ihnen nach Beendigung Ihres Aufenthaltes in diesem Lande seine Heimat wieder glücklich erreiche. Wir heißen Sie herzlich willkommen! (Beifall.)

Bevor die Verhandlungen beginnen, wünscht Herr Geheimrat Martens aus Berlin das Wort zu einem Antrage.

H. Vize-Präsident Geh. Rat A. Martens: Hochgeehrte Versammlung! Nach dem im Jahre 1909 erfolgten Hinscheiden unseres verehrten Präsidenten Dr. Dudley hat der Vorstand Herrn Prof. H. M. Howe zum Leiter der Präsidialgeschäfte ernannt; das Recht der Ernennung zum Präsidenten des Verbandes stand dem Vorstand nach den Statuten nicht zu, da dieses Recht nur dem Kongresse vorbehalten ist. Herr Prof. Howe hat während der verflossenen drei Jahre die Präsidialgeschäfte mit einem Eifer und Erfolg geführt, die ihm den Verband zu innigstem Dank verpflichtet. Der Vorstand erlaubt sich daher den Antrag zu stellen, der Kongreß möge, bevor er seine Verhandlungen

Digitized by Google

beginnt, Herrn Prof. H. M. Howe für den Rest seiner Tätigkeit an der Spitze unseres Verbandes zum Präsidenten des Verbandes ernennen. (Lebhafter Beifall.)

H. R. W. Hunt: Ihr lebhafter Beifall hat deutlich bewiesen, daß Sie dem Antrag, Herrn Prof. H. M. Howe zum Präsidenten des Verbandes zu ernennen, zustimmen. Es ist mir hiemit ein Vergnügen, Herrn Präsidenten H. M. Howe um Übernahme des Vorsitzes zu bitten.

Präsident Howe dankt für die Ehrung, übernimmt den Vorsitz und erteilt dem Chef des Ingenieurkorps der Armee der Vereinigten Staaten, Herrn General William H. Bixby, als Vertreter des Präsidenten der Vereinigten Staaten, das Wort.

Rede des H. Generals W. H. Bixby.

Herr Präsident, Herr Gouverneur, Herr Comptroller, meine Herren Vertreter der fremden Nationen, Mitglieder des Internationalen Verbandes für Materialprüfungen der Technik! Meine Damen und Herren! Infolge wichtiger Arbeiten und Verpflichtungen ist Präsident Taft zu seinem großen Bedauern verhindert, persönlich hier zu erscheinen. Er hat mich deshalb ersucht, ihn zu vertreten, Ihnen in den Eröffnungsfeierlichkeiten Ihres Kongresses zur Seite zu stehen und in seinem Namen die fremden Besucher in den Vereinigten Staaten willkommen zu heißen.

Herr Präsident Taft hat es sich allezeit zur Ehre angerechnet, den Kongressen, die der Förderung der Interessen friedlicher Künste und Wissenschaft dienen, persönlich beizuwohnen. Er ist von der Überzeugung durchdrungen, daß der natürliche Fortschritt der Welt dahin gehen sollte, eine Stufe zu erreichen, bei der die beste Verteidigung eines Landes gegen seinen Nachbar in der Stärke der gegenseitigen industriellen und kommerziellen Interessen und der persönlichen Beziehungen liegt.

Präsident Taft würdigt vollkommen das Bedürfnis nach gründlicher Untersuchung der Eigenschaften und Verwendbarkeit aller Materialien, sowie das Bedürfnis nach Versuchen, welche die Verwendung ungeeigneter und unwirksamer Materialien ausschließen, die Verwendung der wirksamsten sichern und den Weg zu einer künftigen, möglichst weitgehenden Verbesserung der Materialien selbst sowie ihrer Verwendungsart anbahnen.

Die Sicherheit all unserer Fabriken, unserer Geschäftshäuser und landwirtschaftlichen Gebäude, unserer Wohnungen und selbst

Digitized by Google

unseres Lebens hängt in großem Maße von der Qualität des verwendeten Eisens, Stahles und Zementes ab. Es darf uns deshalb weiter nicht wundern, wenn die Diskussion über diese Materialien einen sehr großen Teil der Zeit in Anspruch nehmen wird, die für diesen Kongreß bestimmt ist.

Im internationalen Zusammenwirken stehen die Vereinigten Staaten infolge ihrer Jugend noch in hinteren Reihen. Sie sind jedoch bestrebt, mit jugendlichem Eifer allen solchen Arbeiten die größtmöglichste Unterstützung angedeihen zu lassen.

Vor zwanzig Jahren gab es in der ganzen Welt kaum ein halbes Dutzend internationaler Verbände. In diesem Jahre sind in den Vereinigten Staaten allein wenigstens sechs solcher Verbände zusammengetreten: jener für die Friedensbestrebungen, für Hygiene, für Schiffahrt, für angewandte Chemie, der Verband der südamerikanischen Staaten, sowie der Verband für Materialprüfungen. Und in diesem Verbande, in welchem heute 27 Nationen vertreten sind, stellen die Vereinigten Staaten allein fast den vierten Teil der Mitglieder bei.

Wir Amerikaner haben bereits einzusehen begonnen, daß der größte Fortschritt nur durch Ausdehnung der Forschung über engere lokale Grenzen hinaus, durch Vergleiche der gewonnenen Leistungen aller Orte, aller Völker und aller Länder erreicht werden kann.

Während wir Amerikaner ebenso wie die Angehörigen anderer Länder den Fortschritt anstreben, sind wir uns klar darüber, daß dieser nur langsam und durch einwandfreie Methoden erreicht werden kann und auf Wegen, die in geschäftlicher wie in wissenschaftlicher Hinsicht gangbar sind. Diese Art des Fortschrittes ist die einzige, durch die auf dem billigsten Wege und ohne Gefährdung der Gesamtinteressen der Menschheit die besten Resultate erzielt werden können.

Wir Amerikaner, soweit ich im Namen der Vereinigten Staaten sprechen darf, sind glücklich, daß die ausländischen Mitglieder dieses Verbandes hier in New York, der großen, blühenden und in überraschendem Maße wachsenden Hafenstadt, dem geschäftlichen Mittelpunkt dieses Landes, amerikanischen Boden betreten haben. Wir freuen uns ferner, daß Sie nach dem Programm des Organisationskomitees noch andere politische und industrielle Zentren des Ostens der Vereinigten Staaten besuchen werden. Wir möchten Sie auch darauf aufmerksam machen, daß der Süden, die Mitte und der Westen der Vereinigten Staaten einen interessanten Aufschwung zeigen, und daß auch diese Gegenden ebenso gastfreundlich und bereit sein werden, alle

Digitized by Google

willkommen zu heißen, die ihnen einen Besuch abstatten wollen. Im Jahre 1915 werden in Kalifornien zwei nationale Ausstellungen anläßlich der Vollendung des Panamakanals stattfinden und alle Ausländer sind zum Besuche dieser Ausstellungen herzlichst eingeladen.

Wir hoffen, daß die Gäste, wenn sie unser Land verlassen, in ihre Heimat die Überzeugung mitnehmen werden, daß die Vereinigten Staaten in ihrer Arbeit unausgesetzt jener Zeit entgegensehen, in der alle Länder gleich würdige und miteinander übereinstimmende Ideale haben, in der die Arbeit überall den durch die lokalen Verhältnisse gegebenen besten Ertrag liefert und in der internationale Beziehungen herrschen werden, die die Menschheit verbrüdern und das Beste für die ganze Welt anstreben. (Lebhafter Beifall.)

Der Präsident erteilt dem Gouverneur des Staates New York, Exz. John A. Dix, das Wort:

Rede des H. Gouverneurs John A. Dix:

Herr Präsident! Meine Damen und Herren, Mitglieder des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik! Im Namen des Staates New York heiße ich Sie willkommen. Ein dreifaches Willkommen entbieten wir Ihnen dafür, daß Sie diesen Staat und dieses Land mit der Abhaltung Ihres Kongresses beehrt haben. Wir leben in einem Zeitalter der Arbeit und der Erwartung. Seit dem Beginn der Welt hat Kauf und Tausch im menschlichen Leben eine hervorragende Rolle gespielt. Die Prüfung der Materialien gibt einen Beweis für ihre Beschaffenheit. Gründlichkeit und Genauigkeit sind die Merkmale geistiger Schulung und Sie, die Sie an der großen Arbeit der Entwicklung der Wohnstätten, der Erzeugnisse und aller Dinge, die die Menschheit benötigt, hier teilnehmen, sind berechtigt, von allen Nationen, allen Ländern und allen Klassen der Bevölkerung die Anerkennung zu beanspruchen, die Sie verdienen.

Wir verdanken Ihrer Mitarbeit, Ihrem gründlichen Studium und der Verbreitung Ihrer gründlichen Kenntnisse einen Fortschritt der ganzen Welt; nur durch gründliche Kenntnisse wird es gelingen, Gefahren zu vermeiden, das Leben zu behüten und allen denen, die unsere Städte bewohnen, den notwendigen Schutz zu gewähren, um jene großen industriellen Unternehmungen, jene mächtige kommerzielle Tätigkeit aufrechterhalten zu können, die die Bedeutung der Nation ausmachen.

Digitized by Google

Die Wissenschaft der Zeitmessung, der Messung von Entfernungen, von Material, Quantität geht universeller Vereinheitlichung zu. Die Erreichung solcher einheitlicher Normalmaße ist ein Ideal, das jeder anstreben muß. Im Wirtschaftsleben gibt es nur wenig anderes zu lösen außer der Frage der Ernährung und der Behausung. Der Besitz entsprechender Wohnstätten für Menschen schließt auch alle Sicherungen des Lebens in sich, er bedeutet den christlichen Einfluß im Heim und am Herd. Aber auch die Beschaffung von geeigneten Räumen für die Arbeitenden ist eine Frage, die die größte Aufmerksamkeit verdient. Dieser Punkt sollte Ihnen besonders wichtig sein sowie allen jenen, die das Glück hatten, eine hohe technische Ausbildung zu erhalten, führende Stellungen an Universitäten und Lehranstalten einzunehmen.

Auf Ihnen, meine Herren, lastet eine große Verantwortung. Sie müssen die großen Gelegenheiten, die Ihnen Ihre Stellung bietet, freigebig und selbstlos ausnützen. Sie müssen Lehrer sein. Bei den großen Aufgaben unseres Lebens müssen wir darauf bedacht sein, nichts zu verschwenden. Unsere Pflicht gegenüber kommenden Geschlechtern ist es, weise zu wirtschaften mit unseren gegenwärtigen Hilfsquellen — wie z. B. den Kohlenfeldern, mit denen wir oft so verschwenderisch umgehen, obgleich sie die Grundlage für den Reichtum künftiger Generationen bilden sollen. Wir müssen uns fragen: Sollen wir diese Hilfsquellen jetzt aufbrauchen und es den Kommenden überlassen, ihr Heil selbst zu suchen, oder sollen wir mit allen unseren Möglichkeiten, mit allen unseren Hilfsquellen haushalten und sie mit größtem Vorteil ausnützen?

Der Staat New York ist nicht mit Mineralreichtum oder Ölfeldern gesegnet, aber er ist gesegnet mit einer Quelle nie versagender Kraft von den Höhen der Berge unseres nördlichen Distriktes, wo die Dünste des Ozeans, durch natürliche Strömungen hingetragen, zu einer Energiequelle werden, die Verwüstungen anrichten könnte, wenn man ihr freien Lauf ließe, die jedoch, menschlichen Interessen dienstbar gemacht, zur Wohltat für die Menschheit wird.

Die Schweiz ist ein Land, das sich seit zirka 400 Jahren, also schon zur Zeit, als dieses Land erst von Columbus entdeckt wurde, einer gesunden Forstwirtschaft erfreut. Eine der reichsten Einnahmen der Schweiz und eine der größten Einnahmequellen Deutschlands sind die Wälder dieser Länder, weil ihrem Forstsystem Methode zugrunde liegt und die Regierungen der beiden Länder alles tun, um den Wald-

Digitized by Google

bestand zu erhalten und zu vermehren. Hierin liegt die höchste Pflicht der Menschheit für die kommende Generation, nämlich die Pflicht zur Verwertung, aber auch zur Schonung der natürlichen Hilfsquellen, deren wir uns erfreuen, so daß sie unseren Nachkommen erhalten bleiben.

Und Ihrem Verband gebührt die größte Anerkennung für die Bemühungen, das Problem zu lösen, wie menschliche Energie gefördert und erhalten werden kann. Ein wichtiges Korrelat zur Erhaltung der menschlichen Energie ist jedoch das Leben, insbesondere die Gesundheit des Menschen selbst. Und indem Sie sich der Frage der Erhaltung der Gesundheit zuwenden, begeben Sie sich auf ein Gebiet nützlichster Tätigkeit, die vielleicht sogar wichtiger ist, als die das Leben zu schützen durch Erfindungen und durch Materialprüfungen und die der Arbeit in allen ihren Belangen zugute kommt. (Beifall.)

Der Präsident erteilt dem Vertreter der Stadt New York Herrn William A. Prendergast, Comptroller der Stadt New York, das Wort:

Rede des H. W. H. Prendergast.

H. William A. Prendergast: Herr Präsident, meine Damen und Herren des Kongresses! Es ist mir immer eine Ehre, in irgendeiner Eigenschaft für die Stadt New York sprechen zu dürfen. Es ist mir dies aber heute noch eine ganz besondere Ehre wegen der großen Bedeutung dieser Versammlung und weil ich hier als Vertreter unseres hochverehrten Oberbürgermeisters spreche. Ich hoffe, daß Sie Gelegenheit haben werden, den Oberbürgermeister von New York selbst zu hören — ihm zu begegnen — bevor Sie diese Stadt verlassen. Sie werden dann erkennen, was Ihnen dadurch entgangen ist, daß der Herr Bürgermeister heute hier nicht zu Ihnen selbst sprechen, daß er Ihnen beim Betreten dieser großen Stadt nicht selbst ein Willkommen entbieten kann. Denn er besitzt die Kraft, zu überzeugen, und versteht es, seine Gedanken so klar auszudrücken, daß sein persönliches Eingreifen — ich sage dies hier frei heraus — für alle, die ihn hören, einen geistigen Genuß, eine geistige Anregung bedeutet.

Die Stadt New York freut sich stets, in ihren Mauern Männer beherbergen zu dürfen, die in irgendeiner Weise zur Förderung der Zivilisation beitragen, und freut sich besonders, heute hier alle die willkommen heißen zu dürfen, die von fremden Ländern kommen. Denn die Stadt New York bietet Gastfreundschaft seit der Zeit der ersten

Digitized by Google

Ansiedelungen nicht nur denen gegenüber, die sich vorübergehend hier aufhielten, sondern vor allem denen gegenüber, die aus fremden Ländern kamen, um sich hier ein neues Heim zu schaffen; die Stadt hat für jeden, ob arm oder reich, ob hoch oder niedrig, eine hilfsbereite Hand und einen schützenden Arm, und dadurch, daß sie Fremden so hilfsbereit zur Seite gestanden ist, ist es ihr möglich geworden, von diesen ihre Gedanken, ihren Drang nach vorwärts und ihre Energie anzunehmen. Und dies ist vor allem der Grund dafür, daß New York das geworden ist, was es heute ist, die größte Stadt der westlichen Hemisphäre und eine der größten Städte der ganzen Welt.

New York ist eine Stadt der gewaltigsten Probleme. Die Stadt vollbringt Dinge in ungeheurem Maßstabe. Seitdem das „Konsolidationsgesetz" im Jänner 1898 in Kraft trat, hat sich die Bevölkerung fortwährend in einem viel größeren Maßstabe vermehrt als jede andere Stadt der Vereinigten Staaten und die öffentlichen Bauten haben mit diesem Bevölkerungszuwachs Schritt gehalten. Es mag für Sie von Interesse sein, zu hören, daß während der letzten 13 Jahre die Stadt New York für Schulen, Hochschulen und Bibliotheken 110 Millionen Dollar verausgabt hat. Für Hafenbauten hat die Stadt ungefähr 86 Millionen ausgegeben, für Wege und Straßen 100 Millionen, für Parks und Fahrwege 33 Millionen, für Untergrundbahnen 73 Millionen und für andere öffentliche Gebäude, die nicht in das Gebiet der Schulen, Hochschulen und Bibliotheken gehören, 66 Millionen Dollar. Wir haben hier mit großen Zahlen zu rechnen und Sie werden daher die Riesenaufgaben würdigen, mit denen sich die Stadt New York zu befassen hat, die große Verantwortung, die sie ihren Bewohnern gegenüber zu tragen hat, und die großen Leistungen, die sie erfüllt hat.

Nun, meine verehrten Herren, diese Zahlen habe ich hier nicht genannt, um unsere Stadt in ein recht günstiges Licht zu stellen, sie sind nicht als Eigenlob ausgesprochen. Ich habe diese Zahlen hier angeführt, damit Sie sehen können, wie innig die Arbeit der Stadt New York mit jener Arbeit verknüpft ist, mit der Sie sich hier beschäftigen, da es doch unser Ziel ist, mit diesen gewaltigen Summen, die für die Steuerzahler doch eine ziemliche Last sind, nach Möglichkeit sparsam zu sein, und für die ausgeworfenen Summen einen vollen Gegenwert zu erhalten. Hiermit begeben wir uns in das Feld Ihrer Beratungen und wir bitten Sie, auch uns der Segnungen Ihres Denkens, Ihrer Erfahrungen und Ihres Könnens und Wissens teilhaftig werden

Digitized by Google

zu lassen, so daß wir auch für die Stadt New York einen Nutzen daraus ziehen können zum Besten unserer Mitbürger.

Der Vertreter Seiner Exzellenz des Präsidenten Taft hat in seiner Rede darauf hingewiesen, daß die Vereinigten Staaten nicht an der Spitze marschiert sind, wenn es galt, Aufgaben zu lösen, wie solche, die Sie hier beschäftigen werden. Wir wollen für unser Zögern nicht um Entschuldigung bitten. Wir können nicht alles auf einmal machen. Wir sind vielleicht in der Verfolgung unserer Bedürfnisse in dieser Hinsicht nicht so energisch wie andere Nationen gewesen, doch wir hatten andere Sorgen, wir hatten unser Land aufzubauen. Viele der anderen Nationen, die Sie, meine Herren, hier vertreten, viele von Ihnen waren schon Nationen zu einer Zeit, wo man noch gar nicht an uns dachte. Aber die Stadt New York, der Staat New York und die ganze Nation unterschätzen keineswegs die Aufgaben, die ihrer noch harren.

Was bedeutet der allgemeine Ruf nach gesteigerter Leistungsfähigkeit? Was bedeutet sie und was die Normalisierung? Es scheint mir eine ganz einfache Sache. Es will sagen, daß Sie sich in erschöpfender und wissenschaftlicher Weise darüber klar sind, was Sie zu tun vorhaben, und daß Sie die Sache kennen, die Sie vor sich haben, daß Sie genau wissen, wie Sie Ihre Kenntnisse und Fähigkeiten anzuwenden haben. Und das ist kein kompliziertes Verlangen. Wenn manche Menschen zuweilen von der Erzielung „bestmöglicher Leistungen" (efficiency) sprechen, so gebrauchen sie dieses Wort in einer Weise, die in den Köpfen Verwirrung anzurichten vermag und nicht der Bedeutung des Wortes entspricht, obwohl es die Einfachheit selbst ist. Wenn wir eine Aufgabe zu lösen haben, auf welche Weise können wir das am besten tun? Überlassen wir die Lösung dem Manne, der es versteht, der sein Leben dem Studium dieser Sache gewidmet hat. Gleich zu Beginn der gegenwärtigen Stadtverwaltung hatte ich mir erlaubt, in der Stadtverwaltung um die Ernennung einer Kommission zu bitten, deren Aufgabe es sein sollte, einheitliche Lieferungsbedingungen für die von der Stadt benötigten Materialien zu erlassen. Diese Kommission wurde sofort ernannt. Sie begann ihre Tätigkeit im Anfange des Jahres 1910. Eine ihrer ersten Pflichten war die, den ganzen Bedarf der verschiedenen Verwaltungszweige der Stadt während des Jahres 1909 zu überprüfen. Dies sollte die Grundlage für die künftigen Arbeiten bilden. Und was waren die Resultate? Die Prüfung der eingekauften Materialien ergab, daß verschiedene

Digitized by Google

Abteilungen der Stadtverwaltung dieselbe Ware zu verschiedenen Preisen einkauften. Nun, meine Herren, glauben Sie nicht, daß dies eine Folge von dem gewesen ist, was wir schlechtweg mit Korruption bezeichnen. Durchaus nicht! Es bewies nur, daß bei den Einkäufen der Stadt kein richtiger kaufmännischer Geist herrschte. Man hatte nicht das richtige Verständnis für das, was die Stadt hätte tun müssen. Mit anderen Worten, wenn die Stadt z. B. für eine Abteilung eine bestimmte Menge Mehl brauchte, warum sollte dieser Bezirk einen anderen Preis bezahlen als ein anderer Bezirk, wenn es sich um dieselbe Art des Mehles handelte? Dies zeigte einfach, daß es die Aufgabe der Stadt sein muß, genau zu wissen, wieviel sie von jedem Material kaufen muß und zu welchem Preise. Diesen Weg würde auch jeder vernünftige Geschäftsmann einschlagen. Das Gesagte gilt aber auch bezüglich der Qualität der Materialien, die in den verschiedenen Zweigen der Stadtverwaltung benötigt werden. Der Vertreter des Präsidenten Taft, Herr General Bixby, erwähnte die Tatsache, daß Eisen, Stahl und Zement die drei wichtigsten Materialien sind, die zu Baukonstruktionen verwendet werden. Dies ist richtig, und ich habe Ihnen in meinen Ausführungen gezeigt, welche Riesensummen die Stadt New York für derartige Zwecke in den letzten 12 oder 13 Jahren ausgegeben hat. Sie werden finden, daß Eisen, Stahl und Zement die größten Posten in diesen Ausgaben darstellen. Nun sollten wir wissen und wir bestreben uns, zu erfahren, auf welche Art und Weise wir den Anforderungen in dieser Beziehung am besten gerecht werden können.

Außer der Vereinheitlichung der Bedingungen für den Einkauf von Materialien richteten wir auch ein Materialprüfungsamt ein, eine Einrichtung, von der man in diesem Staate bisher noch nichts gehört hatte. Es hat Zeiten gegeben, wo man jeden, der solche Dinge in einer Verwaltung zur Sprache gebracht hätte, einfach ausgelacht haben würde. Der Gedanke, das von einer Stadt benötigte Material vor dem Einkauf zu prüfen, war noch nie in den Kopf eines Politikers geraten. Jetzt aber ist der kaufmännische Geist in die Verwaltung der Städte, Staaten und der Nation eingezogen. Wir haben deshalb dieses Laboratorium eingerichtet. Da dasselbe noch in den Kinderschuhen steckt, hat es noch nicht viel Bedeutendes geleistet. Doch eines hat es schon vollbracht, das ist die Regelung des Einkaufes von Kohle. Die von der Stadt New York gekaufte Kohle ist frei von Schlacke und anderen Beimengungen, die man häufig unter der

Digitized by Google

Kohle findet, die von der Regierung gekauft wurde. New York kauft heute Wärmeeinheiten ein und das ist ein Verdienst des städtischen Materialprüfungsamtes. Das ist ein Fortschritt. Sie sehen, wir versuchen mit Ihnen Schritt zu halten, wenn auch langsam, und ich hoffe, daß zur Zeit, wann der nächste Kongreß abgehalten wird, New York bereits einen bemerkenswerten Fortschritt in dieser Richtung zu verzeichnen haben wird.

Nun, meine Herren, es geschieht aus geschäftlichen Gründen, aus den städtischen Bedürfnissen heraus, und weil wir das Verlangen haben, richtig unterrichtet zu sein, daß wir uns doppelt freuen, Sie in unserer Stadt willkommen heißen zu dürfen. Ich bin überzeugt, Ihr Aufenthalt hier wird ein angenehmer sein. Das kann in der Stadt New York nicht anders sein. (Heiterkeit.) Als vor vielen Jahren gewisse ausländische Gelehrte, deren Namen ich nicht nennen mag, — ich bin überzeugt, Sie wissen, wen ich meine —, in dieses Land kamen, nahmen sie den Eindruck mit nach Hause, daß sich die Amerikaner nicht überschätzen. Nun, meine Herren, wir schätzen uns mit Recht hoch ein, weil wir wissen, daß wir in diesem Lande das beste zu leisten bestrebt sind. Wir wissen aber auch, daß zur Erreichung der gesteckten Ziele ein harmonisches Zusammenarbeiten mit den führenden Männern aller Nationen gehört, daß man mit allen Völkern in Frieden leben muß, um alle Nationen als Brüder betrachten zu können. Denn nur auf dem gleichen Geiste der Brüderlichkeit beruht der bleibende Fortschritt der menschlichen Zivilisation. (Beifall.)

Rede des Präsidenten Henry M. Howe.

Als Präsident des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen danke ich den liebenswürdigen Vorrednern für ihre gütigen Worte. Als Präsident der amerikanischen Körperschaften, die diesen Kongreß organisiert haben und ihn heute willkommen heißen, lassen Sie mich diesem Willkommgruß besonderen Ausdruck und Inhalt geben.*)

Willkommen, Ihr Söhne Britanniens, die Ihr unsere nächsten Blutsverwandten seid! Ihr seid unserem Herzen am engsten verknüpft!

Ihr Deutschen, durch die Bande des Blutes, der Tradition und Weltanschauung mit uns verwandt, Ihr seid, wie immer, willkommen!

*) Der Redner begrüßte die meisten Nationen in ihrer Sprache.

Digitized by Google

Söhne des lieblichen Frankreichs, wir heißen Euch willkommen in diesem Lande der Freiheit, der Brüderlichkeit, der Gleichheit vor dem Gesetze, in diesem Lande, das sein Dasein Eurer Hilfe in der Stunde der Gefahr verdankt!

Willkommen Ihr Söhne Rußlands! Peter der Große hat die Arbeit geadelt. Euer Mendelieff, Pawloff, Metschnikoff und Tschernoff haben die Wissenschaft erleuchtet; Euer Rubinstein, Euer Tschaikowsky haben uns mit ihren Melodien begeistert, Euer Turgenieff mit seinen Worten; und Euer Nikolaus II. gab der Sache Gottes, der Friedensfrage einen ungeahnten Aufschwung und bewirkte, daß die Menschen gegeneinander gütiger werden.

Ihr österreichischen, Ihr ungarischen Brüder, wir strecken Euch freundschaftlich die Rechte entgegen!

Ihr Söhne Italiens, dessen großer Sprosse, Columbus, der Menschheit die neue Welt geschenkt, Eure Anwesenheit erfreut uns innig!

Spanien, das Du Columbus die Möglichkeit zu seinen Wundertaten gabst, Du, dessen Abkömmlinge mit uns die Herrschaft über diese neue Welt teilen, wie freudig begrüßen wir Deine Söhne!

Skandinavier, Euer Erich der Rote war der erste, der diesen Kontinent erblickte, Euer John Ericson half dieses Land zu retten! Wir grüßen Euch mit größter Herzlichkeit.

Orientalen! Wir, die Söhne der sinkenden Sonne, grüßen Euch, die Kinder des aufgehenden Gestirns.

Kanadier, die Ihr mit uns durch gegenseitiges nachbarliches Vertrauen und brüderliche Zuneigung verbunden seid, nehmt unseren herzlichen Freundschaftsgruß entgegen!

Ihr Dänen, die Ihr vor kurzem unsere liebenswürdigen Wirte waret, Ihr Holländer, die Ihr aus dem schützenden Asyl kommt, von dem uns die ersten Einwanderer entgegensegelten, Ihr unbezwinglichen Belgier, Ihr unüberwindlichen Schweizer, Euch allen töne ein liebevolles Willkommen entgegen!

Seit wir zuletzt zusammentrafen, rief Er, der Könige und Bauern zwingen kann, viele unschätzbare Kämpen unseres steten, dem Wohle des Fortschrittes dienenden Wettkampfes hinweg.

Die Bitterkeit und die Tiefe unseres Verlustes ergreift uns von neuem, wenn wir an den großen, guten, weisen und geliebten Mann

Digitized by Google

denken, den wir zum Präsidenten dieses Kongresses gewählt haben, und Schmerz und Bewunderung widerhallen von einem bis zum anderen Ufer des atlantischen Ozeans. In ihm beklagt der Verband einen Führer, der mit edelstem Idealismus die vollste Meisterschaft unserer wissenschaftlichen Arbeit und erprobtes praktisches Wissen vereinte.

Der königliche Schutzherr unseres letzten Kongresses, Friedrich von Dänemark, die starke Stütze unserer Ziele, dieser männliche König und königliche Mann ist von uns gegangen.

Der edle und schöne Geist von Floris Osmond, der Shelley und der Seher im Reiche der Metallographie, hat seine gebrechliche, irdische Hülle für immer verlassen.

Noch zwei andere glänzende Trophäen hat der Tod uns geraubt, indem er zwei Mitglieder aus der Leitung unseres Verbandes, Jacopo Benetti und A. Granfelt, abberief.

Doch wie überall, wird der Tod durch neues Leben verdrängt. Unser Schmerz wird durch das Gefühl größter Dankbarkeit gelindert, da wir den Vorzug hatten, solche Männer zu kennen und zu lieben und mit ihnen zu arbeiten. Unser schmerzlicher Gedanke an das, was noch hätte geschehen können, wird von unserer Freude verdrängt, an dem, was geschehen ist. Erheben wir uns in Ehrerbietung zum Andenken dieser und anderer, die wir verloren haben! (Die Anwesenden erheben sich.)

Lassen Sie uns nun unsere Ziele betrachten, auf die Zeichen achten, die uns sagen, ob wir uns diesem Ziele nähern und einen Weg suchen, auf dem unser Streben gefördert wird!

Unser Zweck ist, der Menschheit zu dienen, indem wir sie instand setzen, das Taugliche vom Untauglichen zu unterscheiden unter all den Materialien, mit denen das Weltenwerk erbaut wird, unter den Materialien für Gebäude, Brücken, Schiffe, Eisenbahnen, Maschinen und alle anderen Bauwerke. Das ist die Aufgabe des prüfenden Ingenieurs. Er steht zwischen dem Publikum und dem Fabrikanten, der diesem Publikum zu liefern hat. Er hat diese Lieferungen zu prüfen, die Brauchbarkeit derselben genau zu erwägen und rücksichtlos alles Unbrauchbare zu verwerfen. Er schützt das Leben aller derer, die zu Lande oder zu Wasser reisen und aller derer, die in den gewaltigen Bauten unserer Zeit leben und arbeiten. Er ist der Verteidiger der wich-

Digitized by Google

tigsten Interessen der Öffentlichkeit, weil alle Bauten und alle Materialien, aus denen sie gemacht sind, dem Schutz, dem Nutzen und Wohle der Öffentlichkeit, sei es des einzelnen, sei es der Gesamtheit, dienen und von der Bevölkerung mittelbar oder unmittelbar bezahlt werden. Und es liegt im Interesse dieser Öffentlichkeit, daß die Eignung der Materialien für ihre bestimmten Zwecke jenen, die sie auswählen, ziffermäßig bekannt sei.

Unser Verband dient dem Zwecke, die Arbeit des prüfenden Ingenieurs wirksamer zu machen, und das Leben und die Interessen des Publikums besser zu behüten. Es ist ein öffentlicher Gerichtshof, in dem das Publikum über die verschiedenen Prüfungsmethoden zu Gericht sitzt. Von diesem Publikum sind hier einige Klassen durch ihre eigenen Ingenieure vertreten. Das sind die großen Eisenbahnen, die großen Schiffbauer und Brückenkonstrukteure, die großen Maschinenfabriken. Andere Teile dieser Öffentlichkeit werden hier indirekt durch die Vermittler oder die staatlich angestellten Ingenieure für Materialprüfung repräsentiert.

Das Resultat der Erfahrung in allen Ländern, in allen Klimaten und unter allen Verhältnissen, die Ansichten aller Rassen werden hier in den Brennpunkt der schärfsten Untersuchung aller Prüfungsmethoden gebracht, damit sich der Käufer von ihrer Zweckmäßigkeit mit voller Sachkenntnis überzeugt und so in richtiger Weise jene Materialien wählen kann, die ihm und dem Publikum größte Sicherheit gewähren. Wenn eine Methode einem einzelnen Fabrikanten oder den Fabrikanten einer Gegend oder eines ganzen Landes unberechtigte Vorteile gewährt, indem sie die Fehler geschickt übertüncht oder den besonderen Vorzügen eine ungerechtfertigte Hervorhebung zuteil werden läßt, dann wird das Publikum durch uns vor der Unverläßlichkeit dieser Prüfung bewahrt, indem wir den mitstrebenden Fabrikanten Gelegenheit geben, dies zu beweisen.

In wie weiter Ferne auch noch auf politischem Gebiete ein „Parlament der Humanität" liegen mag — das ja doch einmal kommen wird — das industrielle Parlament der Menschheit haben wir bereits da. Der Käufer jedes Landes kann mit Recht sagen: „Mein Land ist die Welt und meine Landsleute sind die Menschheit", denn wo immer er auch weilt, er kann sich die empfehlenswertesten Materialien, sowohl in bezug auf die Qualität als auch auf den Kostenpunkt, aussuchen, ohne Rücksicht auf ihre Herkunft. Während er die Gegenstände seines Bedarfes auswählt, hört die Freundschaft, der Patriotismus, hören die

Digitized by Google

Grenzen der Länder, der Staaten und Kontinente auf. Der Marktplatz von heute ist die Welt. Und unser Verband ist ein integrierender Bestandteil des Weltmarktes, der uns alle, von welcher Rasse wir auch seien, instand setzt, die Weltsprache der Prüfungsmethoden zu sprechen, d. h. die Güter dieses Marktplatzes zu bewerten.

Eine wichtige Phase unseres Werkes ist die Vereinheitlichung der Prüfungsmethoden der ganzen Welt, damit der Käufer schneller und sicherer die Vorzüge der verschiedenen Materialien einer bestimmten Gattung, aus welchem Lande sie immer kommen mögen, wägen kann. Der Tag ist vorbei, da die Unerfahrenheit des Käufers, seine Unfähigkeit, sich von der Brauchbarkeit der ihm angebotenen Ware selbst zu überzeugen, ihn dazu zwangen, sich auf den Ruf und die Versicherungen des Fabrikanten oder Händlers zu verlassen. Heute verläßt er sich nicht auf die ungeprüften Behauptungen des Verkäufers, wie glaubwürdig sie auch erscheinen, sondern er vertraut nur seiner eigenen Prüfung, oder den Prüfungen, die seine eigenen Prüfungsorgane für ihn gemacht haben. Der Handel kommt immer mehr durch die Kenntnis und immer weniger durch das Vertrauen zustande. Es ist unsere Mission, zum vollständigen Siege der Sachkenntnis über das Vertrauen beizutragen.

Wenden wir unsere Aufmerksamkeit nun einer anderen Seite zu und fragen wir uns, wie wir uns gegen Versuche verhalten sollen, die beabsichtigen, unsere gegenwärtigen Prüfungsmethoden durch neue Methoden zu ersetzen oder zu ergänzen. Wir werden finden, daß wir wohl Grund haben, mit unseren gegenwärtigen Methoden nicht zufrieden zu sein, aber doch sehr vorsichtig in der industriellen Anwendung neuer Methoden sein sollten. Betrachten wir in Kürze diese beiden Gesichtspunkte.

Für jede Konstruktion gelten gewisse Bedingungen, die härter sind als alle anderen Bedingungen, gewisse Bedingungen, die nur mit größter Schwierigkeit erfüllt werden. Die Fähigkeit der Konstruktion, diesen außerordentlichen strengen Bedingungen zu genügen, überzeugt uns von ihrer Brauchbarkeit, von ihrem Werte in industrieller und kommerzieller Hinsicht. Die Tatsache, daß ich diese Bedingungen nicht immer mit Genauigkeit festlegen kann, berührt die Richtigkeit dieser Behauptung durchaus nicht. Heute kennen wir vielleicht diese Bedingungen noch nicht, aber wir werden sie sicher einmal kennen lernen. Die größte Gefahr, die einem Rauchfange droht, ist vielleicht ein Sturm. Die größte Gefahr für den Schienenstrang mag in

Digitized by Google

der übermäßigen Abnützung durch zu rasches, ungleichmäßiges Fahren gelegen sein, zur Zeit, wenn der Boden hart gefroren ist, die Schiene ihre Zähigkeit verloren hat und glashart geworden ist, während die Räder darüberrollen. Die größte Gefahr für ein Schiffblech mag in der dynamischen Wirkung auf die Nietverbindungen im Falle eines Zusammenstoßes gelegen sein. Das zerstörende Element einer ausgezeichnet angelegten Maschinenwelle liegt vielleicht in den unausweichlichen kleinen Beanspruchungsänderungen, denen sie ausgesetzt ist. In jedem Falle haben wir möglicherweise zwei oder mehr Bedingungen, die die härtesten Anforderungen stellen. Aber seien sie nun wenige oder viele, seien sie bereits erkannt oder noch unentdeckt, niemals kann man ohne diese auskommen und es muß die Fähigkeit, diesen Bedingungen zu genügen, notwendigerweise auch die Fähigkeit in sich schließen, auch allen anderen Erfordernissen des Betriebes zu entsprechen. Diesen allerhärtesten Betriebsbedingungen müssen sich daher unsere Prüfungen anpassen.

Mit Recht müssen wir annehmen, daß die Fähigkeit des Materiales, diesen schwierigsten Betriebsbedingungen zu entsprechen, am besten durch eine Prüfung erkannt wird, die diese Bedingungen mit größter Genauigkeit wiedergibt.

Man muß z. B. annehmen, daß in den vielen Fällen, wo die Hauptanforderungen dynamischer Natur sind, eine dynamische Prüfung nützlicher ist als eine statische. Natürlich werden wir daraus nicht den Schluß ziehen, daß die dynamische Prüfung in allen Fällen nützlicher ist als die statische Prüfung.

In dieser Hinsicht zeigen die meisten unserer Prüfungen noch Fehler. Die Prüfungsbedingungen sind nicht auf die härtesten Bedingungen der Betriebsinanspruchnahme aufgebaut. Das Licht, das sie auf die Brauchbarkeit des Objektes bezüglich der vorgesehenen Inanspruchnahme werfen, ist nicht genügend. In dieser Hinsicht sind also die Prüfungen nicht entsprechend.

Gegen die meisten unserer Prüfungen ist aber noch eine Einwendung nach anderer Richtung zu erheben, die Einwendung nämlich, daß es Prüfungen auf die größte Abnützungsmöglichkeit, respektive Zerstörung sind, und deshalb ihrer Natur nach nicht auf das ganze Objekt, deren Eignung sie erweisen sollen, anwendbar sind, sondern nur bei kleinen Teilen, die an Stelle dieser Objekte treten, erprobt werden können. Wir prüfen ja nicht die ganzen Schienen, den

Digitized by Google

Mantel der Dampfmaschine, die Welle, die Brückenpfeiler oder die ganzen Säulen, an deren Eignung das Leben vieler Menschen hängt, sondern nur kleine Stücke, die von den Versuchsmaterialien entnommen worden sind oder aus irgendeinem anderen Grunde an Stelle der Versuchsobjekte treten. Nur in gewissen seltenen Fällen prüfen wir wirklich nicht nur das kleine abgenommene Stück, sondern auch ein ähnliches ganzes Gebäude, einen ähnlichen Pfeiler, eine Welle oder einen Pfahl. Diese Erprobungsart ist zwar nicht so schlecht, wie wenn wir versuchen würden, die Widerstandskraft der Rekruten zu prüfen, indem wir erforschen, wieviel körperliche Anstrengung dazu genügte, ihre Kameraden zu töten, doch immerhin ist auch bei unseren Methoden dieselbe Einwendung wie bei dieser am Platze, die Einwendung, daß sie, da sie zerstört, nicht entsprechend sein kann.

Aber auch eine lange Reihe der verschiedenartigsten, den Versuchsgegenstand nicht verletzende Proben drängen sich uns auf, Proben, die auf dem geprüften Material ebenso wenige Spuren zurücklassen, wie sie das Leben, Fühlen oder Riechen zurückzulassen vermag. Das Vorhandensein von Ungänzen kann ja auch durch die Dichteprüfung entdeckt werden und das Vorhandensein einer plastischen Deformation durch Messung der Potentialdifferenz. Die mikroskopische Untersuchung hat auch schon große Fortschritte gemacht. Die magnetische Prüfung zieht gleichfalls viel Aufmerksamkeit auf sich; und die elektrische Zerstäubung der Metalle wird jetzt sogar als ein Hilfsmittel der Prüfung erkannt. Die Zahl der physikalischen Eigenschaften, die als Mittel zur Prüfung von Materialien dienen, ist sehr groß.

Wir bemerken hier, daß Miers und Isaac die „Überlöslichkeits-Kurve" bestimmten, indem sie ihren Lichtbrechungskoeffizienten gemessen haben, und daß Mesnager, Hönigsberg und Coker die inneren Spannungen mit Hilfe des polarisierten Lichtes, das durch ein durchsichtiges Probestück gesendet wird, studieren. Was zeigt uns dies? Es zeigt uns, daß das Licht, als eine Form von Energie, im Hindurchgehen durch diese Körper einer Veränderung unterliegt und daß die Art dieser Veränderung uns in diesen von den Strahlen durchquerten Körpern Eigenschaften erkennen lassen, die von dem Wesen des Lichtes verschieden sind; oder kurz ausgedrückt: die Wirkung des geprüften Körpers auf eine ihn durchdringende oder von ihm reflektierte Energiequelle kann dazu dienen, Eigenschaften dieses Körpers zu enthüllen oder zu beurteilen, die mit dieser Form der Energie wenig verwandt ist und die ihrerseits auf das Objekt keinerlei bleibende Wirkung ausübt.

Digitized by Google

Aber das Licht ist nur eine der zahllosen Formen von Energie, die dieser Verwertung unterliegen können. Der Ton, die Elektrizität, die verschiedenen Arten der Wärmestrahlung, die uns zu unserem Erstaunen erst seit kurzer Zeit bekannt sind und die vielen noch unentdeckten Strahlungen, die erst zu entdecken wären, sind Formen von Energie, die zu dem gleichen Zweck verwendet werden könnten.

Vergessen wir nicht, daß später unsere Erkenntnis dieser feineren Erscheinungen von Energie viel vollkommener sein wird, als z. B. unsere jetzige Erkenntnis der gröberen Tonwellen. Wir kennen ja heute nicht nur die Tonhöhe und die Tonstärke, sondern auch die Klangfarbe, die Obertöne des Tones und später werden wir dann ähnliche Besonderheiten und Erscheinungen für alle Arten von Wellenbewegungen erkennen, so daß wir durch den Reichtum an Behelfen in Verlegenheit geraten werden; unter ihnen wird dann der Prüfungsingenieur in einem Zeitalter, das dem unseren überlegen sein wird, nur zu wählen brauchen. Hier finden wir den Anhaltspunkt, die Eigenschaften der von uns zu verwendenden Schienen und Brückenträgern und in weiterer Folge die Eigenschaften von zusammengesetzten Konstruktionsteilen, wie Dampfmaschinen und Brückenpfeilern, vielleicht auch in noch fernerer Zukunft die ganzer Schiffskörper, durch Wirkung und Gegenwirkung unter dem Einfluß irgendeiner Energieform kennen zu lernen. Läßt es sich nicht denken, daß die Tonhöhe, Tonstärke, die Klangfarbe des Tones, den eine Schiene in einem gegebenen Momente vernehmen läßt, auch einmal dazu dienen wird, verborgene Fehler zu verraten und die Brauchbarkeit nicht nur des Materiales, aus dem sie besteht, sondern auch der Schiene als Konstruktionsteil zu erweisen? Lassen wir unserer Phantasie noch ein wenig Spielraum und wir hören schon den Prüfungsingenieurbericht: „Dieses hundert Stock hohe Bauwerk reagiert zwar auf die Note gis, aber seine Klangfarbe hat diese und jene Anormalität und seine Obertöne sind unnatürlich".

Diese den Probekörper nicht zerstörenden Methoden haben den Fehler, daß sie in gewisser Beziehung nicht mittelbar wirken, ein Fehler, der jedoch dadurch, daß sie in anderer Hinsicht unmittelbar wirken, aufgehoben wird. Sie sind indirekte Proben, da sie mit Hilfe anderer Eigenschaften jene Eigenschaften beurteilen, die wirklich im Gebrauche gefordert werden; sie sind unmittelbar wirkende, direkte Proben, insoferne als sie auf die zu benützenden Gegenstände selbst anwendbar sind, statt versuchsweise auf Probeabschnitte oder auf ähnliche Stücke, die durch die Probe selbst zerstört werden.

Digitized by Google

Solche Proben sind berufen, die unvollkommenen Proben, die das Probestück zerstören, zu ergänzen. So wird in Zukunft einmal der Probeingenieur seine Materialien mit teilweiser Zerstörung der Probestücke prüfen und die Baukonstruktionen selbst mit Proben, die keine Zerstörung zur Folge haben.

Mit meinem Zukunftsbilde soll nicht gesagt sein, daß die erwähnten Methoden diesem Jahrzehnt, ja diesem Jahrhundert angehören werden, sondern es soll uns nur aneifern, unsere Kunst aus dem richtigen Gesichtswinkel zu betrachten. Ab und zu sollten wir uns von den Einzelheiten, den Details loslösen und eine hohe Pyramide erklimmen, von der wir in die Ferne blicken und sehen, wie weit das Licht der Zukunft von der Finsternis unserer jetzigen, unergründlichen Unwissenheit entfernt ist.

Unserem Stolze, dieser uns von Gott geschenkten Eigenschaft, die im letzten Grunde mehr als alle anderen Eigenschaften dazu beigetragen hat, uns dem Affenzustand zu entringen, ist es eine Genugtuung, wenn wir unsere Zeit als eine Zeit des gewaltigen Fortschrittes erkennen. Wie die Fliege auf dem rollenden Rade, so freuen wir uns mit dem Gedanken, daß in unseren Tagen und in den Tagen unserer Väter die Anaesthesie, die Eisenbahn, der Telegraph, die Nähmaschine, das Telephon, der drahtlose Telegraph und das Luftschiff erfunden, beide Pole entdeckt wurden und die letzte, bedeutende absolute Monarchie für immer zerstört werden konnte. Das sind große, wunderbare Errungenschaften und jeder von uns kann darauf stolz sein, daß er durch sein Äußeres denen gleicht, die diese Taten vollbracht haben. Man spürt nicht nur Fortschritt, sondern rasch vorwärtsdrängenden Fortschritt. Noch klüger ist es, sich umzusehen und zu beobachten, wie die altruistische Weltanschauung die egoistische Weltanschauung verdrängt; wie sich die Überzeugung Bahn gebrochen hat, daß unsere Kraft uns auch Pflichten auferlegt; daß wir im Alter, wenn wir versorgt sind, die Pflicht haben, wenigstens einen Teil unserer Energien, jeder in seiner Weise, zur Verbesserung der Lage unserer Mitmenschen zu verwerten, sei es nur durch Wohltätigkeit, sei es durch die der Allgemeinheit erwiesenen Dienste, oder durch wissenschaftliche, historische oder andere gelehrte Forschungen.

Aber wenn wir unserer Kunst und ihrer Zukunft gegenüber die richtige Stellung einnehmen, wenn wir auf die Schnelligkeit dieses Fortschrittes achten und auf die ungeheuere Zahl derer, die uns noch auf Erden nachfolgen, so sollte unser Stolz nicht bei dem Heute

Digitized by Google

stehen bleiben, sondern dadurch genährt werden, daß wir die Väter einer Rasse sind, deren goldene Zeit in Millionen Jahren erstrahlen und für die unser heutiger Tag die Mitternacht bedeuten wird.

Daß unser gegenwärtiger Zustand uns modern erscheint, bedeutet gar nichts. Jede Periode der letzten 15 Jahrhunderte hat sich modern gedünkt. Erinnern wir uns an die wundervollen Fortschritte in der Wissenschaft, der Industrie, in den sozialen Verhältnissen unserer Zeit, so müssen wir eingestehen, daß es sehr schnell vorwärts geht. Aus Fieldings „Photographie des Lebens" entnehmen wir, daß der Fortschritt in den hundertsechzig Jahren, seit sie geschrieben wurden, ebenso groß gewesen ist, als in den sechzehnhundert Jahren vorher und daß das Fortschrittstempo stets eine ansteigende Linie zeigt; und wenn wir dann annehmen, daß dieses Tempo stets gleichbleibt und daß der Mensch fortfahren wird, die Erde nicht bloß durch Jahrhunderte, nein, durch Millionen von Jahren zu beherrschen, daß das Mittelalter nicht hinter uns, sondern erst in weiter Ferne vor uns liegt, daß wir uns erst im Morgengrauen der Geschichte befinden; wenn wir an all das denken, so mögen wir eine Ahnung von der Hinfälligkeit der Ansicht gewinnen, daß wir in diesem rauschenden Strom des Fortschrittes lässig den Anker auswerfen sollten. Wir werden erkennen, daß die Methoden, die unsere gegenwärtige Unwissenheit und Schwerfälligkeit hervorgebracht hat, nichts als vorübergehende Notbehelfe sind. Denken wir daran, daß bis vor kurzer Zeit unsere bedeutendsten Autoritäten nicht in der Lage waren, der grundlegenden und leicht zu beantwortenden Frage eine Erwiderung zuteil werden zu lassen: „Welche Schiene, die weiche oder harte, widersteht der Abnützung besser?" Die Tatsachen, daß diese verhältnismäßig modernen Wunderwerke, wie die Maschine mit hin- und hergehenden Teilen und der Bessemer-Prozeß schon jetzt bedroht sind, und daß der elektrische Telegraph viel von seiner Bedeutung dem Telephon und der Radiotelegraphie abgeben mußte, können uns zu einer richtigen Auffassung leiten, zu der Auffassung, daß die heutigen notdürftigen Prüfungsmethoden sicher eines Tages durch neue Methoden ersetzt werden, möglicherweise gerade durch jene Methoden, die man heute erwägt.

Andererseits ist der Reibungswiderstand gegen die Einführung von neuen Prüfungsverfahren so groß, soviel geistige und moralische Energie ist nötig, um diesen Widerstand zu überwinden, und diese Energie ist bei den Menschen ein so seltener Schatz, daß wir die Verfechter jeder neuen Methode bitten müssen, sie auszuarbeiten, sie in

Digitized by Google

eine brauchbare Form zu bringen und überzeugende Beweise für ihre Notwendigkeit und für ihre praktisch verwertbare Form zu bieten. Bis dahin können wir schwerlich auf die industrielle Verwertung ihrer Methoden, wenn auch nur als Ergänzungsproben, drängen. Natürlich können wir noch weniger daran denken, sie statt der bestehenden Prüfungsarten anzuwenden, bevor nicht ihre praktische Berechtigung und ihre Vorteile in einer überzeugenden Weise dargetan sind, weil zu große Interessen hier im Spiele wären. Trotzdem wir die Notwendigkeit des Fortschrittes anerkennen, erkennen wir auch die Notwendigkeit, jeden weiteren Schritt auf unserer Bahn mit scharfem Auge zu überwachen.

So hätten wir denn die Ziele unserer Gesellschaft klargelegt! Wenden wir uns nun zu einem greifbaren Beweis des Fortschrittes auf unseren Wegen seit dem letzten Kongreß. Erstens sind in unserem Vorstand vier neue Länder vertreten: Japan, China, Kanada und Brasilien, durch die Herren Saito, Kwong, Hersey und Sonza de Paula, wodurch die Zahl der Länder, die im Verbande vertreten sind, auf 25 steigt. Zweitens hat sich unsere Mitgliederzahl von 2237 auf 2840 erhöht, das wären 27%, und repräsentiert 30 Länder und alle Kontinente. Drittens sind zu den existierenden nationalen Verbänden in Deutschland, Amerika, Italien, Österreich und Ungarn, die uns eng verschwistert sind, zwei neue nationale Verbände in Rußland gegründet worden. Außer der existierenden Organisation unserer eigenen Mitglieder zu einer Gruppe in Frankreich und Belgien hat sich in der Schweiz eine ähnliche nationale Gruppe gebildet. Ich ersuche die Mitglieder des Vorstandes, auch in anderen Ländern ähnliche Verbände zu schaffen. Vielleicht kann dadurch besser als durch andere Mittel die heilige Pflicht erfüllt werden, die sie mit dem Eintritt in den Vorstand übernommen haben.

Die freundliche Aufnahme unserer Bitte, an diesem Werke mitzuarbeiten und die teilnehmende Tätigkeit mehrerer Regierungen und bedeutender öffentlicher Körperschaften, die in unsere Kommissionen Vertreter entsandten, geben den Beweis, daß wir nicht als privater Verein betrachtet werden, der für eigene Vorteile und die Erweiterung eigenen Wissens wirkt, sondern daß wir vor allem eine wohltätige Institution sind, die mit Erfolg der ganzen Menschheit zu nützen trachtet, eine Institution, der unsere Opfer an Zeit und Gedankentätigkeit nicht aus eigennützigen Gründen zuströmen.

Digitized by Google

Hier mag erwähnt werden, daß die Zahl der für diesen Kongreß vorbereiteten Berichte zweimal so groß ist als bei jedem vorhergehenden Kongreß.

Der Vorstand denkt daran, die Hindernisse für die volle Wirksamkeit unserer internationalen Kommissionen zu verringern, die sowohl in den sprachlichen Schwierigkeiten als auch darin liegen, daß die Verhandlungen schriftlich, und nicht mündlich stattfinden.

Die menschliche Hand war in den Urzeiten ihrer Entwicklung jedenfalls eine Flosse zum Schwimmen. Als diese Entwicklung verzweigte Pfade einschlug, wurde die Flosse bei den Maulwürfen ein Werkzeug zum Graben, bei den Vögeln, Fledermäusen, manchen Fischarten und Reptilien ein Werkzeug zum Fliegen, und bei allen Vierfüßlern ein Werkzeug zum Gehen. Bei den Affen wurde aus dem Gehwerkzeug ein Werkzeug zum Greifen und daraus entwickelte sich die unerreichte fühlende, greifende, tastende Hand, die in der Zivilisation eine unersetzliche Rolle gespielt hat. Mag sie nun für einzelne ihrer alten Aufgaben verwendbar sein, wie das Schwimmen, das Gehen der kleinen Kinder und das Klettern, was uns hier interessiert, ist die Tatsache, daß sie in ihrer Entwicklung Äonen von Jahren brauchte und durch Stadien ging, die in ihrem Entwicklungsgang für den Endzweck vollkommen wertlos waren. Und das ist ein häufig vorkommender Entwicklungsgang.

Die Vorsehung überbrückt die Stadien, in denen das sich entwickelnde Organ für seinen Endzweck wertlos wird und gibt dem Geschöpf, dem dies Organ gehört, zeitweilige Bedürfnisse, denen es dann dienen kann. Und dieser zeitweilige Dienst ist seiner endgültigen Verwertung vollkommen unähnlich.

Auf diesem Wege entwickelt die Vorsehung den einzelnen Menschen und die organisierte menschliche Gesellschaft.

Und so entwickelte auch der Mensch mit ungeheurer Mühe und Selbstüberwindung eine besondere Geschicklichkeit, eine eigenartige Weisheit, um seinen augenblicklichen Bedürfnissen zu dienen, sich selbst zu nützen, seine Familie zu erhalten und für sein Alter vorzusorgen. Und er findet hierbei nicht nur, daß er durch diese egoistischen Motive veranlaßt wurde, etwas zu suchen, was der Menschheit wertvoll ist, und daß er, während er sich selbst dienen will, seinen Mitmenschen dienen muß, er findet auch noch Höheres, daß nämlich seine besondere Geschicklichkeit und seine Kenntnisse auf anderen Gebieten zweckdienlich sind, die er nicht vorausgeahnt haben konnte.

Digitized by Google

Mushet konnte kaum ahnen, daß die Entwicklung seiner besonderen Kenntnisse des Einflusses von Mangan auf Eisen dazu dienen würde, ein fast notwendiges Glied in der Entwicklung des Bessemer-Prozesses zu bilden.

Durch die Impulse angespornt, in denen der Schöpfer uns das Werk beginnen läßt und seine Grenzen vorschreibt, könnten wir nur wie ein Füllen erscheinen in der Hand eines Trainers. Wir sehen nur das nächste Ziel, die versprochene Belohnung, die drohende Strafe wir träumen nicht von dem größeren Zweck, der jenseits unserer irdischen Sehweite verborgen ist. Aber wenn dieser größere Zweck sich uns später enthüllt, nehmen wir ihn an, trotzdem wir ihn nicht vorausahnten, genau so wie das Schlachtroß sich freut, seinen Reiter durch feindliches Feuer zum Siege zu tragen, unkümmert darum, daß es in den Tagen der Zucht nichts von der Glorie ahnte, die es erwartet. Geben wir uns diesem Gedanken hin. Sagen wir mit Emerson:

The passive master lent his hand
To the vast soul that oer him planned.
(„Unbewußt nur leihn wir die Hand
Der Vorsehung, die für uns plant.")

Im Bewußtsein, daß ihr Wirken nur ein Teil ist im großen Plan des Schöpfers, werden die wirklich Einsichtsvollen, sobald ihre Kräfte wachsen, sich durch die von ihnen anfangs vorgezeichneten Grenzen ihres Arbeitsfeldes, die damals ihrem engeren Ausblick entsprachen, als gebunden erachten. Wenn sich eine neue Aufgabe bietet, werden nur die Beschränkten fragen: „Gehört das zu meinem ersten Plan?" Die Klugen werden fragen: „Liegt das in meinem Interesse?", die wahrhaft Weitsichtigen aber sagen: „Ist es im Interesse meiner Mitmenschen? Dann nehme ich es als einen Teil der Pläne der Vorsehung an."

Beobachten wir nun, ob diese Bedenken auch auf uns passen. Das unmittelbare Ziel, das die Gründer unseres Verbandes im Auge hatten, war die Vervollkommnung und Vereinheitlichung der Prüfungsmethoden. Das Endziel bestand darin, das Publikum in die Lage zu setzen, geeignete Waren zu kaufen. Will ich aber wissen, ob mein Ankauf gut ist, indem ich ihn prüfe, so muß ich nicht nur wissen, wie ich ihn zu prüfen habe, d. h. wie ich seine Eigenschaften beurteile, sondern ich muß auch wissen, wieviel, in welchem Grade und Umfange der Gegenstand die einzelnen Eigenschaften besitzen muß. Was nutzt mir ein Prüfungsverfahren für Achsen durch Schlag oder Zug, wenn ich quantitativ nicht weiß, welche Zugfestigkeitseigenschaften sie

Digitized by Google

haben müssen und welche Schlaggröße sie ertragen sollen? Von welchem Nutzen sind Prüfungsmethoden ohne Übernahmsbedingungen? Das eine ist die nötige Ergänzung der anderen.

Es geschah nun, daß wir einen Verband gründeten, der zum unmittelbaren Ziele die Verbesserung der Prüfungsmethoden ausersehen hatte und daß wir diesen Verband auch instand setzten, die unerläßliche ergänzende Tätigkeit, das Schaffen von Bedingnissen durchzuführen. Haben wir nun Männer vereinigt, die maßgebend sind, die Prüfungsmethoden zu verbessern, so haben wir auch die kompetentesten Männer zusammengeführt, um Bedingnisse aufzustellen. Wir haben „besser gebaut, als wir ahnten". Unbewußt gründeten wir eine Organisation, die beiden Bedürfnissen des Publikums nachkommt, indem sie ihm zu sagen weiß, welche quantitativen Eigenschaften die von ihm zu erstehenden Waren benötigen und wie man diese Eigenschaften zu messen hat.

Durch Eingebung des unsichtbaren Meisters haben die Gründer dieses Verbandes ein nützliches Ziel erwählt. Ihm liehen sie willenlos die Hände mit dem Erfolge, daß sie durch Aufbau dieses Gebäudes unter dem Schutze des Höchsten es unbewußt noch höherem Zwecke entgegen führten.

Wenn wir die Fähigkeit für solche Aufgaben haben, so haben wir auch solche Pflichten, denn unsere Pflichten decken sich mit unserem Können. Uns wurden ja die Fähigkeiten nicht gegeben, um sie zu verbergen, sondern um sie auszuüben. Wir sind zu den Hütern unserer Kräfte ernannt.

Ich vergesse nicht an die Hindernisse und Schwierigkeiten, die uns bei Schaffung von Bedingnissen entgegenwirken. Ich begreife den Ernst der hier mitspielenden kommerziellen Fragen. Ich sehe ein, daß kommerzielle Interessen uns sehr leicht Feinde machen können, wenn man uns eine vermeintliche unbefugte Einmischung verübelt. Wir wollen aber Hindernisse als eine Sache betrachten, die unbedingt überwunden werden kann, Schwierigkeiten als Gruben, die überbrückt werden müssen, und uns daran erinnern, daß, wo der Wille ist, der Weg zu finden sein wird. Die Menschen mit kommerziellen Interessen sind ja auf anderen Kontinenten auch und nicht anders, als auf unserem Kontinent; und wenn es möglich geworden ist, den Erzeuger und den Verbraucher bei uns zu harmonischem, ja zu begeistertem Zusammenwirken zu erziehen, so wird es anderwärts auch möglich sein.

Digitized by Google

Bei jedem bedeutenden Fortschritt, bei jeder Reform kennen wir zwei verschiedene Stufen: die Vorbereitung und die Erfüllung. Vielleicht ist die Zeit für die sofortige Annahme der internationalen Bedingnisse noch nicht gekommen, aber nach meiner Ansicht ist sie für die Vorbereitung schon da, für die Propaganda, für die Erziehung, sagen wir für die Missionsarbeit. Ich sehe Hemmungen voraus, aber ich ahne auch die Vollendung als das Resultat geduldiger Bemühungen. Männer von Ihrer großen Einsicht werden immer bemüht sein, aus der Erfahrung anderer gewinnbringend zu schöpfen. So lenke ich Ihre Aufmerksamkeit mit dem ganzen Ernst meiner Überzeugung auf die Gelegenheit, die Ihr gegenwärtiger Besuch in Amerika Ihnen gewährt, aus den die besonderen Erfahrungen des amerikanischen Vereines für Materialprüfungen zu lernen, der Ihnen mit kindlicher Neigung als Tochterverein aber auch mit Stolz gegenübersteht. Die natürliche Entwicklung des amerikanischen Verbandes ist in der Richtung der Schaffung von Bedingnissen gelegen. Nach unserem Urteil, das auf umfangreicher Erfahrung beruht, hat sich diese Tätigkeit für das Publikum als wertvoller und vorteilhafter erwiesen, als unsere gleichzeitigen Versuche in der Vervollkommnung der Prüfungsmethoden. Ihr Besuch bei uns gibt Ihnen Gelegenheit, die Wahrheit unserer Behauptung zu überprüfen und, sollte sie Ihnen begründet erscheinen, auch von unserer Erfahrung in dem bei dieser Arbeit zu befolgenden und zu vermeidenden Vorgehen zu lernen. Noch mehr empfehle ich unseren amerikanischen Mitgliedern, die Gelegenheit zu ergreifen, um von ihren ausländischen Kollegen die Arbeit zu lernen, die den letzteren am wichtigsten erscheint und die Behelfe, die sie als die wirksamsten halten.

Bevor ich nun meine Rede beende, bitte ich die Mitglieder der Ausschüsse, die so eifrig und so tüchtig mitarbeiteten, um diesen Kongreß und seine Exkursionen zu organisieren und durchzuführen, den wärmsten Dank entgegenzunehmen, den ich ihnen im Namen des Verbandes ausspreche. Er kommt aus dem Grunde meines Herzens. Ferner bitte ich die Obmänner, die Herren: Clark, Holmes, Humphrey, Hunt, Marburg, Moldenke und Schmitt und die Funktionäre der Unterausschüsse, die Herren: Chapman, Hamburger, Kinkead, Kunz, Miller, Moisseiff, Stoughton und Wight, den abwesenden Mitgliedern ihrer Komitees unseren Dank auszudrücken. Unser wärmster Dank gebührt auch unseren unermüdlichen Sekretären, dem Generalsekretär Reitler und Sekretär Porter für ihre überaus eifrige und ersprießliche Tätigkeit.

Digitized by Google

Meine Damen und Herren, ich habe versucht, Sie davon zu überzeugen, daß wir zu den Beschützern der Menschheit gehören; daß unsere Dienste für die Menschheit von hoher Art sind, die uns anregen, diese Dienste noch wirksamer und großzügiger machen; ich habe gezeigt, daß es gilt, unsere gegenwärtigen Methoden zu ergänzen und im richtigen Zeitpunkt zu ersetzen, da sie nach reiflicher Überlegung doch nichts als verläßliche Notbehelfe sind, die durch bessere Methoden ersetzt werden müssen; daß aber diese Änderung, so nötig sie auch ist, nur mit größter Vorsicht geschehen muß! Teilen wir nun die Prüfungsmethoden in die Proben, die auf die Zerstörbarkeit des Prüfungsstückes abzielen, und solche, die das Material nicht angreifen — das sind Proben am Objekte selbst — ein, so habe ich ja schon hervorgehoben, daß in Hinkunft diese beiden Arten von Proben dazu dienen können, sich gegenseitig zu ergänzen: die Bruchprobe einerseits, die alle Abnützungsmöglichkeiten des Betriebes berücksichtigen sollte, und die das Prüfungsstück nicht zerstörenden Proben andererseits, mit denen wir bisher kaum mehr als einen Anfang gemacht haben und die die größten Möglichkeiten der Ausnützung bieten. Ich habe Ihnen unseren Wirkungskreis und unsere daraus erwachsende Pflicht dargelegt, die Schaffung von Bedingnissen unserem ursprüglichen Arbeitsplan einzuverleiben und dadurch unsere Leistungen für unsere Mitmenschen bedeutend zu erweitern und durch die unseren Mitmenschen geleisteten Dienste unserem Schöpfer zu dienen. Das sind Aufgaben, die unsere Phantasie wohl befeuern und uns zur Hingabe aller unserer Kräfte aneifern können für die Ziele des Internationalen Verbandes für Materialprüfungen der Technik! (Lebhafter Beifall.)

Ankündigungen:

Der Präsident fügt hierauf folgendes bei:

Unseren ausländischen Mitgliedern gegenüber möchte ich mein Bedauern darüber aussprechen, daß das Komitee ohne sein Verschulden verhindert war, das Programm des Kongresses und die Reisebücher über die Exkursionen in französischer und deutscher Sprache herauszugeben. Wir bedauern, daß wir dies nicht getan haben.

Der Präsident erteilt hierauf dem Generalsekretär zu einigen geschäftlichen Mitteilungen das Wort.

Generalsekretär Reitler: Im Auftrage des Präsidenten habe ich die Ehre folgendes bekanntzugeben: Der Vorstand schlägt Ihnen die Ernennung folgender Ehrenfunktionäre vor:

Digitized by Google

Zu Ehrenpräsidenten der Vollversammlungen:

H. Oberingenieur A. Deinlein aus Wien,
H. Chefingenieur C. Duchez aus Paris,
H. Generalinspektor H. Hubert aus Lüttich,
H. Oberst P. E. Huber-Werdmüller aus Zürich,
H. Geheimrat S. Kareischa aus St. Petersburg,
H. Prof. P. C. Kley aus Haag,
H. Kuo Chi Loo aus Peking,
H. Direktor I. Papp aus Budapest,
H. Geheimrat Mönch aus Berlin,
H. Oberst R. Montoto aus Madrid,
H. Prof. C. Parvopassu aus Padua,
H. Prof. G. W. Petersson aus Stockholm,
H. Oberingenieur A. Poulsen aus Lemvig,
H. Direktor G. Smith aus Christiania,
H. Prof. Shohe-Tanaka aus Tokio,
H. Prof. Douchan Thomitsch aus Belgrad,
H. Prof. W. C. Unwin aus London,
H. U. Valiquette aus Montreal,
H. Prof. W. H. Warren aus Sydney.

Zu Ehrensekretären der Vollversammlungen wären zu ernennen:

H. Oberst J. Gages aus Paris,
H. Ing. N. Boguslawsky aus St. Petersburg,
H. Geheimrat Jäger aus Berlin,
H. Ing. P. Joosting aus Utrecht,
H. Obermaschineningenieur A. Keller aus Bern.

Zu Ehrenpräsidenten der Sektionen:

Sektion A.

H. Prof. A. Rejtő aus Budapest,
H. Prof. E. Heyn aus Berlin,
H. Dr. W. Rosenhain aus Teddington,
H. G. C. Lloyd aus London.

Sektion B.

H. Prof. F. Schüle aus Zürich,
H. Prof. M. Gary aus Berlin,
H. Ing. A. Foß aus Kopenhagen.

Digitized by Google

Sektion C.

H. Ingenieur L. Bienfait aus Amsterdam,
H. E. Camerman aus Brüssel,
H. F. Cellerier aus Paris.

Zu Präsidenten der drei Sektionen:

H. Captain Robert W. Hunt aus Chicago (A 1),
H. Henry Souther aus Hautford (A 2),
H. R. W. Lesley aus Philadelphia (B),
H. Prof. Mansfield Merriman aus New-York (C).

Zu Ehrenschriftführern der Sektionen:

Sektion A.

H. Hauptmann C. Grard aus Paris,
H. Dr. R. Moldenke aus New-York,
H. Lesly S. Robertson aus London,
H. Prof. A. Sauveur aus Cambridge,
H. Oberingenieur E. Saladin aus Paris,
H. Prof. G. Tagueff aus St. Petersburg.

Sektion B.

H. Direktor R. Frey aus Luterbach,
H. R. Feret aus Boulogne,
H. Dr. R. Hering aus New-York,
H. Dr. E. Probst aus Berlin.

Sektion C.

H. Ing. C. Jacobsen aus Kopenhagen,
H. Prof. K. Memmler aus Berlin,
H. C. D. Rinald aus Philadelphia.

Zu Kassarevisoren werden vorgeschlagen:

H. Ing. L. Bienfait aus Amsterdam,
H. Direktor I. O. Roos af Hjelmsäter aus Stockholm.

(Allgemeine Zustimmung.)

Der Generalsekretär, fortfahrend:

Die vermehrte Tätigkeit des Verbandes macht eine Steigerung seiner Mittel notwendig. Der Aufruf des V. Kongresses und die Erhöhung der Beiträge im Jahre 1909 hat das Einkommen des Verbandes in einer befriedigenden Weise erhöht. Nichtsdestoweniger hat das dem Vorstand zur Verfügung stehende Vereinsvermögen

Digitized by Google

nicht ausgereicht, den Verband finanziell unabhängig zu machen, und er war wieder auf das außerordentlich freigebige Entgegenkommen seiner amerikanischen Gäste angewiesen, um seine Aufgabe erfüllen zu können. Der Vorstand wird deshalb dem Kongreß eine Resolution vorlegen, die den Vorstand ermächtigt, einen Aufruf zu erlassen, um die interessierten Kreise zur freiwilligen Stärkung der Verbandsmittel einzuladen.

Der Vorstand hat ferner einstimmig beschlossen, den Beitrag von jährlich 10 Frcs. auf 20 Frcs. zu erhöhen. Der Vorstand hofft, daß die Mitglieder diesen Betrag durch die inhaltreichen Veröffentlichungen des Verbandes an fachlichen Beiträgen gerechtfertigt finden werden.

Schließlich wird der Vorstand in der Schlußsitzung noch Vorschläge betreffend die Änderungen von Statuten bezüglich der Anzahl von Vize-Präsidenten und die Ernennung von lebenslänglichen Mitgliedern vorbringen.

Präsident: Die eben bekanntgegebenen Vorschläge werden in der Schlußsitzung, Samstag vormittags, vorgebracht werden. Da nichts weiteres vorliegt, ist die Sitzung vertagt.

Digitized by Google

II. Vollversammlung.

Samstag, den 7. September 1912.

Der Präsident, Herr Prof. Dr. Henry M. Howe, eröffnet die Sitzung mit folgenden Worten:

Meine Herren! Ich schlage Ihnen vor, vor allem dem Protektor des Kongresses, dem Präsidenten der Vereinigten Staaten, ein Begrüßungstelegramm zu senden. (Lebhafter Beifall.)

Präsident: Der Generalsekretär wird Ihnen jetzt einige Resolutionen zur Annahme vorlegen, die vom Vorstand empfohlen worden sind.

Generalsekretär Reitler: Der Vorstand empfiehlt Ihnen die folgenden Anträge zur Annahme:

„Der VI. Kongreß hat mit Beifall zur Kenntnis genommen, daß der vom V. Kongreß veranlaßte Aufruf an Behörden und an die Großindustrie zur wirksamen Unterstützung des Verbandes eine erfreuliche Aufnahme gefunden hat. Mit Rücksicht auf die steigende Bedeutung, welche den Verbandsarbeiten für alle Baumaterialien produzierenden und konsumierenden Kreise, wie für die öffentliche Sicherheit innewohnt, und mit Rücksicht auf die dringende Notwendigkeit, die finanziellen Grundlagen des Verbandes weiter auszubauen, beschließt der Kongreß, den Vorstand zu beauftragen, durch einen erneuten Appell und durch wirksame Propaganda das Interesse der Behörden, Vereine und Industrien in erhöhtem Maße auf die Tätigkeit des Verbandes hinzulenken und um erfolgreichere finanzielle Unterstützung zu ersuchen."

(Die Resolution wird einstimmig angenommen.)

Es werden nachstehende Änderungen in den Statuten vom Vorstand vorgeschlagen:

§ 5, ist beizufügen:

„Jedem Mitgliede steht es frei, an Stelle der jährlichen Beiträge durch Zahlung eines einmaligen Beitrages von M. 300 (Frcs. 375) lebenslängliches Mitglied zu werden und von der Zahlung der jährlichen Beiträge befreit zu sein."

Digitized by Google

Im § 8, Absatz 8:

„Die Wahl der beiden Vizepräsidenten erfolgt durch den Vorstand aus seiner Mitte", hat das Wort „beiden" zu entfallen.

(Einstimmig angenommen.)

Der Präsident bittet nun die Kassarevisoren, ihren Bericht zu erstatten.

H. L. Bienfait verliest den folgenden Bericht der Revisoren:

Die Revision, welche von Herrn Roos af Hjelmsäter und mir vorgenommen wurde, hat die Richtigkeit der Kassabücher ergeben. In der Depositenbank in Wien erliegt laut Bestätigung vom 16. August 1912, ein Betrag von Frcs. 10.660·96, der auch mit dem Kassabuch übereinstimmt. Wir beantragen, daß dem Generalsekretär mit unserem Dank das Absolutorium hinsichtlich der Rechnungsführung erteilt werde.

H. Richard H. Gaines: Ich befürworte, daß der Revisionsbericht angenommen wird.

(Der Antrag wurde einstimmig angenommen.)

Der Vorsitzende lädt H. Hunt, Vorsitzenden der Sektion A, ein, die Beschlüsse dieser Sektion vorzulegen.

In seiner Abwesenheit verliest der Generalsekretär folgende Resolutionsanträge:

Internationale Liefervorschriften für Eisen und Stahl.

Mit Rücksicht auf die vorhandenen Schwierigkeiten in der Vorbereitung internationaler Liefervorschriften für Eisen und Stahl empfiehlt der VI. Kongreß dem Vorstand, daß die nächste Tätigkeit der Kommission 1a und 1b bei der Weiterführung ihrer Arbeiten in der Sammlung und Verbreitung von Mitteilungen über die in den verschiedenen Ländern erfolgten Abänderungen der Liefervorschriften bestehen soll, und daß diese Kommissionen beauftragt werden, ihre Berichte von Zeit zu Zeit dem Vorstande vorzulegen und weitere Instruktionen über ihr Vorgehen bezüglich Vorbereitung internationaler Liefervorschriften entgegenzunehmen. (Angenommen.)

Kerbschlagproben.

Der Kongreß spricht der Kommission 26 seinen Dank aus für ihre hochinteressanten Arbeiten und nimmt ihre Vorschläge an. Da die Wichtigkeit der Kerbschlagprobe für die Prüfung der Eigenschaften der Metalle für besondere Zwecke anerkannt ist, wird die Kommission

Digitized by Google

gebeten, dem nächsten Kongreß bestimmte Vorschläge über folgende Punkte vorzulegen:

Fallhöhe,
Gewicht des Ambosses,
Meßmethoden,
Form der Auflager der Probestäbe,
Dimensionen des Kerbes für kleine Probestäbe.

(Angenommen.)

Grundsätze für Lieferungsbedingungen für Kupfer.

Es wird einstimmig beschlossen, dem Ausschuß den Dank auszusprechen für den wertvollen Bericht über die Grundsätze zur Aufstellung von Lieferungsbedingungen für Kupfer. Der Ausschuß wird ersucht, seine Arbeiten fortzusetzen, auch die Kupferlegierungen mit in den Bereich der Beratungen zu ziehen und dem nächsten Kongreß einen weiteren Bericht vorzulegen. (Angenommen.)

Nomenklatur des mikroskopischen Gefüges.

Der Kongreß beschließt, dem Bericht 53 über die Nomenklatur der mikroskopischen Bestandteile von Eisen und Stahl zuzustimmen und die Definitionen als normale zu empfehlen. (Angenommen.)

Der Präsident ladet Herrn Lesley, Vorsitzenden der Sektion B, ein, die Anträge vorzulegen, die zu seiner Sektion gehören.

H. R. W. Lesley ersucht den Generalsekretär, die Verlesung vorzunehmen, was geschieht.

Raumbeständigkeit.

Die Aufgabe, weitere Versuche mit sämtlichen beschleunigten Raumbeständigkeitsproben für Portlandzement anzustellen, wird einer Kommission überwiesen, mit dem Ersuchen, verschiedene Laboratorien zu der Arbeit heranzuziehen, sowie in jedem in Frage kommenden Lande auch die öffentlichen Versuchsanstalten einzuladen, sich an den Arbeiten zu beteiligen. (Angenommen.)

Feinstes Mehl im Portlandzement.

Die Kommission 30 wird aufgefordert, zu versuchen, die ungefähre Größe der Körner des Zementes festzustellen, die in kurzer Zeit vollständig hydratisieren. (Angenommen.)

Digitized by Google

Gehalt an SO_3.

Der Vorstand wird ersucht, eine Kommission zu ernennen, die dem nächsten Kongreß über die Wirkung des SO_3-Gehaltes in Portlandzement berichtet. (Angenommen.)

Wetterbeständigkeit von Steinen.

Der Kongreß beschließt, die verschiedenen Länder einladen zu lassen, daß ihre Versuchsanstalten das Hirschwaldsche Prüfungsverfahren studieren. Über das Ergebnis wäre dem nächsten Kongreß Bericht zu erstatten. (Angenommen.)

Eisenbeton.

Die Kommission 41 wird ersucht, dem nächsten Kongreß einen Bericht über die Prüfungsverfahren für Beton und Eisenbeton vorzulegen. (Angenommen.)

Plastische Mörtel.

Die Kommission 42 wird ersucht, ihre Arbeiten zur Aufstellung eines einheitlichen Prüfungsverfahrens plastischen Mörtels und zur Anwendung dieses Verfahrens auf den Vergleich verschiedener Normalsande weiterzuführen. (Angenommen.)

Unfälle bei Eisenbeton-Konstruktionen.

Im Interesse der Unfallverhütung im Bauwesen und Förderung der hiefür erforderlichen Erkenntnis der Materialeigenschaften erscheint es geboten, daß in jedem Lande eine einheitliche Berichterstattung über die Unfälle in ähnlicher Weise organisiert werde, wie sie bezüglich der Dampfkessel-Unfälle bereits eingeführt ist. Der Kongreß spricht den Wunsch aus, daß die Eisenbeton-Kommission auf die Organisierung einer internationalen Berichterstattung hinarbeite und auf dem nächsten Kongreß die länderweise eingesandten Berichte über Unfälle im Bauwesen mit den sich aus der Art der Unfälle ergebenden Schlußfolgerungen vorlege. (Angenommen.)

Feuersicherheit von Beton und Eisenbeton.

Der Kongreß beschließt:

I. Es empfiehlt sich, bei künftigen Festigkeitsuntersuchungen von Beton und Eisenbeton, wie er in Bauwerken zur Verwendung

Digitized by Google

kommt, zuverlässige Unterlagen über die Wirkung von Feuer auf diese Baustoffe bei hohen und bei mäßigen Temperaturen zu gewinnen.

II. Hinsichtlich der gewünschten Unterlagen handelt es sich insbesondere um:

1. a) Den Verlust an Festigkeit während der Erhitzung,

b) den Verlust an Festigkeit nach der Erhitzung (und zwar sowohl bei schneller Abkühlung als bei natürlicher Abkühlung),

2. a) den Wert verschiedener Zuschlagstoffe und verschiedener Mischungsverhältnisse von Portlandzement und Zuschlagstoff,

b) den Wert verschiedener Arten der Bewehrung.

III. Zur Erlangung dieser Unterlagen sollen in den verschiedenen Ländern, soweit wie möglich, auf gemeinsamer Basis Versuche vorbereitet werden, und zwar unter Zugrundelegung der „allgemeinen Normen" des British Fire Prevention Committee für Prüfungen auf Feuerbeständigkeit. Diese Normen sind auf einem internationalen Kongreß im Jahre 1903 angenommen worden und sollen, soweit es ausführbar ist, als Grundlage für die Prüfungsbedingungen dienen. Diese Bedingungen sind auch in ausgedehntem Maße bei den Versuchen der. Prüfungsstation der Columbia Universität in New York und anderswo zur Anwendung gebracht.

IV. Der Vorstand des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik möge einen Ausschuß einsetzen, mit dem Auftrage, alle Fragen zu behandeln, die sich aus dem Vorerwähnten ergeben, und zwar unter der Bezeichnung Ausschuß für die Feuersicherheit von Beton und Eisenbeton. Dieser Ausschuß wird ersucht, auf dem nächsten Kongreß einen Bericht zu erstatten. (Angenommen.)

Der Vorsitzende ladet Herrn Professor Merriman, Vorsitzenden der Sektion C, ein, die Resolutionen der Sektion C zu verlesen.

Über dessen Ersuchen verliest der Generalsekretär die folgenden Resolutionen:

Ölprüfung.

Der Kongreß beschließt, daß die Kommission 39 (Grundlagen der Lieferungsvorschriften für Öle) bestehen bleibe und so bald wie möglich ihre Arbeiten aufnehmen möge. (Angenommen.)

Nomenklatur technischer Ausdrücke.

1. Es sollen für die Bezeichnung der Gesamtkraft oder absoluten Kraft die Worte vorbehalten bleiben:

Digitized by Google

im Französischen: Force, effort (de traction, de compression, de cisaillement);

im Deutschen: Kraft, Zugkraft, Druckkraft, Schubkraft oder Scherkraft;

im Englischen: Force, Load (tensile, compressive, shearing). Pull and Thrust.

2. Man bezeichne als Kraft, bezogen auf die Flächeneinheit,

im Französischen: Tension, pression, cisaillement (tension normale, pression normale, tension tangentielle);

im Deutschen: Zugspannung, Druckspannung, Schubspannung;

im Englischen: tensile stress, compression stress, shearing stress.

Die Worte frottement intérieur, innere Reibung, internal friction sind ausschließlich für die Bezeichnung der Spannung parallel zur Gleitfläche und entgegengesetzt zur Gleitrichtung anzuwenden. (Angenommen.)

Holzprüfung.

Die Frage betreffend Holzprüfung an großen Probestücken und die Nachprüfung der Formel von Professor Tanaka ist einer Kommission zu übertragen. (Angenommen.)

Straßenbaumaterial.

Der Kongreß beantragt die Ernennung einer Kommission zur Vereinheitlichung der Prüfungsverfahren für Straßenbaumaterialien und deren Benennung, und zwar in Gemeinschaft mit dem Exekutivbureau des Internationalen Straßenkongresses. (Angenommen.)

Der Präsident erteilt Exz. Belelubsky das Wort.

Exz. N. Belelubsky: Hochverehrte Herren und Damen! Die russische Regierung hat ihren Vertretern, in deren Namen ich zu sprechen die Ehre habe, den Auftrag erteilt, den nächsten Kongreß nach St. Petersburg zu laden, und ich erlaube mir hiermit diese von Sr. Majestät dem Kaiser von Rußland genehmigte Einladung auf Abhaltung des VII. Kongresses im Jahre 1915 in St. Petersburg zu überbringen. Wir werden glücklich sein, Ihnen den Aufenthalt in Rußland so angenehm wie möglich zu gestalten. (Lebhafter stürmischer Beifall.)

Vorsitzender: Seine Exzellenz Herr Vizepräsident Belelubsky überbringt uns eine Einladung der russischen Regierung, den nächsten Kongreß in St. Petersburg abzuhalten. Ich bringe den Antrag, den VII. Kongreß in St. Petersburg abzuhalten, zur Abstimmung. (Lebhafter Beifall.) Die Einladung ist einstimmig angenommen.

Digitized by Google

Exz. S. Kareischa: Ich schlage vor, daß wir dem Präsidenten des Kongresses unseren aufrichtigsten Dank aussprechen, ebenso dem Organisations-Komitee für die große Arbeit, die sie für den Kongreß geleistet haben und für die großartigen Erfolge, die vom Kongreß erzielt worden sind.

(Allgemeiner Applaus sowie Hochheben der Hände.)

H. Vizepräsident Geheimrat A. Martens: Im Auftrage des Vorstandes beehre ich mich mitzuteilen, daß der Vorstand in seiner letzten Sitzung unseren verehrten Präsidenten Prof. Howe in Anerkennung der großen Verdienste, die er sich um den Internationalen Verband erworben hat; zum lebenslänglichen Mitglied des Vorstandes ernannt hat. Es ist das die höchste Auszeichnung, die der Vorstand zu vergeben hat. Ich knüpfe daran die Bitte, dem Präsidenten unseren besonderen Dank durch Erhebung von den Sitzen auszusprechen.

(Die Versammlung erhebt sich unter allgemeinem Beifall.)

Der Präsident dankt herzlich für die große Ehre und fügt bei: Ich kann nicht sagen, daß von unserer Seite für diesen Kongreß und für den Empfang unserer verehrten Gäste keine Mühen angewandt worden seien, doch möchte ich sagen, daß dort, wo das Herz mit dabei ist, alle Mühen leicht werden. Wir haben für diesen Kongreß gearbeitet, und doch ist es uns nicht schwer gefallen, weil wir es gern taten. Ich danke Ihnen von Herzen. (Lauter Beifall.)

H. Prof. W. C. Unwin: Herr Präsident! Wenn es mir gestattet ist, einige Worte im Namen der englischen Regierung und des Institute of Civil Engineers und ganz besonders im Namen meiner englischen Kollegen, die hier anwesend sind, zu sprechen, so möchte ich den amerikanischen Mitgliedern des Verbandes für Materialprüfung für das uns bewiesene Entgegenkommen, die vielen erwiesenen Freundlichkeiten, den herzlichen Empfang und die unübertreffliche Gastfreundschaft, die ich übrigens schon vor einiger Zeit schätzen zu lernen das Glück hatte, wärmsten Dank sagen. Wir sind Ihnen diesmal für die Güte und Freundschaft besonders dankbar. (Beifall.)

H. Geheimrat A. Martens spricht auch seinerseits dem Präsidenten und dem Organisationskomitee den wärmsten Dank in deutscher Sprache aus. (Beifall.)

Der Vorsitzende teilt mit, daß der Verein Deutscher Ingenieure seine herzlichsten Grüße durch Herrn Rudolf Hering übersendet.

Digitized by Google

Der Präsident teilt ferner mit, daß Prof. Dr. Rud. Dyckerhoff dem Kongreß telegraphisch seine Grüße und eine Entschuldigung für seine Abwesenheit übersendet hat. (Beifall.)

Der nächste Punkt ist die Wahl eines neuen Verbandspräsidenten. Es wurde Se. Exzellenz Herr Dr. N. Belelubsky vorgeschlagen, und ich schlage vor, daß wir ihn einstimmig durch Akklamation wählen.

(Lebhafter Beifall und Zustimmung.)

Exz. N. Belelubsky: Herr Präsident! Meine Herren! Empfangen Sie, bitte, meinen besten Dank für die große Ehre, die Sie mir durch die Wahl zum Präsidenten des Verbandes für die nächsten drei Jahre erwiesen haben. Ich werde versuchen, meine Pflicht in jeder Beziehung nach bestem Können zu erfüllen und das möglichste zu tun, um zum Erfolge des Verbandes und seines nächsten Kongresses beizutragen.

(Lebhafter Applaus.)

Der Vorsitzende erteilt Herrn Professor Marburg, Sekretär des Amerikanischen Verbandes für Materialprüfung, das Wort:

Prof. E. Marburg: Herr Vorsitzender! Meine Herren! Ich möchte eine Kundgebung beantragen, die das ausdrückt, was die Mitglieder dieses Kongresses alle empfinden. Sie lautet, wie folgt:

Die auf dem VI. Kongreß versammelten Mitglieder des Internationalen Verbandes für Materialprüfung der Technik entbieten Frau Charles B. Dudley ihre ehrerbietigsten Grüße. Sie wünschen, daß sie sich bewußt sein möge, daß in diesem Augenblicke die Gedanken aller Versammelten ihrem großen Führer gelten, und daß sich alle der großen Dankesschuld bewußt sind, die sie Herrn Dr. Dudley für seine Verdienste um das Gelingen des VI. Kongresses, der jetzt seinen Abschluß findet, abzutragen haben.

Wenn auch Herr Dr. Dudley nicht mehr unter ihnen weilt, hat er doch eine unvergeßliche Anhänglichkeit und Hochschätzung in den Herzen seiner Freunde, die den Ingenieurkreisen der ganzen Welt angehören, hinterlassen. Seinen Freunden bleibt seine vornehme und gewinnende Persönlichkeit und seine glänzende Fähigkeit als Führer in Wissenschaft und Technik unvergeßlich.

Vorsitzender: Meine Herren! Ich bin sicher, daß Sie dieser Kundgebung gerne beistimmen.

(Die Versammlung erhebt sich von den Plätzen zum Zeichen des Einverständnisses.)

Digitized by Google

Vorsitzender: Es ist mir, als einem alten, langjährigen Freunde des Herrn Dr. Dudley, eine Genugtuung, zu sehen, wie man sein Andenken ehrt. Das Bild unseres lieben Freundes, das Sie hier auf dem Pulte sehen, habe ich von der Wand meines Studierzimmers, wo es seit seinem Tode gehangen hat, hierhergebracht.

Es freut uns sehr, Ihnen mitteilen zu können, daß der Vorstand in unserem lieben Freunde Capt. Robert W. Hunt, als künftigen Vertreter der Vereinigten Staaten, ein neues Mitglied gewonnen hat. Im übrigen bleibt der Vorstand auf Grund der in den Ländern durchgeführten Wahlen in derselben Zusammensetzung, wie vor dem Kongreß.

Der Vorstand tritt daher in folgender Zusammensetzung in die neue Periode ein:

Lebenslängliche Mitglieder: Dr. techn. h. c. Franz Berger, Wien; H. Ing. Alex. Foß, Copenhagen; Prof. H. M. Howe, New York.

Gewählte Mitglieder: Australien: H. W. H. Warren, Sydney; Belgien: H. A. Greiner, Seraing; Dänemark: H. Professor H. I. Hannover, Kopenhagen; Frankreich: H. Prof. A. Mesnager, Paris; Deutschland: H. Prof. Geh.-R. Dr. Ing. A. Martens, Berlin; Großbritannien: H. G. C. Lloyd, London S. W; Holland: L. Bienfait, Amsterdam; Italien: H. Silvio Canevazzi, Bologna; Norwegen: Se. Exc. N. C. Ihlen, Christiania; Österreich: H. Prof. B. Kirsch, Wien; Rumänien: H. Prof. Constantin M. Mironesco, Bucarest; Rußland: H. Prof. Dr. Ing. N. Belelubsky (zugleich Präsident); Spanien: H. J. Marvà y Mayer, Madrid; Schweden: H. J. O. Roos af Hjelmsäter, Stockholm; Schweiz: H. Prof. F. Schüle, Zürich; Ungarn: H. Prof. A. Rejtő, Budapest; Vereinigte Staaten von Nordamerika: H. Rob. W. Hunt, Chicago.

Vertrauensmänner: Brasilien: Dr. Antonio F. Sonza de Paula, St. Paulo; Canada: Dr. Milton Hersey, Canada; China: Exc. K. Y. Kwong, Kalgan; Finnland: H. Ch. Lindberg, Helsingfors; Japan: Prof. D. Saito, Kyoto; Luxemburg: H. E. Bian, Dommeldange; Portugal: H. J. da P. Castanheira das Neves, Lisbonne; Serbien: H. M. Milasinovic, Belgrad.

Es wird uns zu einer Herzenspflicht, verschiedenen Körperschaften und Herren unseren Dank zu übermitteln. Ich werde die Namen derselben jetzt bekanntgeben und ich schlage vor, daß wir den Generalsekretär beauftragen, den betreffenden unseren Dank in geziemender Weise zu übermitteln. Dieser Dank gebührt besonders der American

Digitized by Google

Society for Testing Materials für den Empfang und ihr Entgegenkommen; dem Organisations-Komitee, das die Vorbereitungen für den Kongreß getroffen hat und mit der American Society for Testing Materials Hand in Hand gearbeitet hat, schulden wir innigsten Dank für die Durchführung des Kongresses. Ferner schulden wir aufrichtigen Dank der American Society of Civil Engineers, der American Society of Mechanical Engineers, dem American Institute of Electrical Engineers, dem American Institute of Mining Engineers, den United Engineering Societies, dem United Museum Societies of Natural History, dem Metropolitan Museum of Art, der Society of Applied Chemistry, dem Chemists Club, der New York Public Library, der National Lead Co., dem Department of War of the U. S. Government für das Entgegenkommen in West Point, dem Treasurey Department of the U. S. Government für die bei der Zollrevision gewährten Erleichterungen, dem Präsidenten der Vereinigten Staaten für das Protektorat und für die Entsendung des Herrn General Bixby als Repräsentanten, dem Gouverneur des Staates New York, Herrn John A. Dix, dem Bürgermeister von New York vertreten durch Herrn Comptroller Prendergast, dem Department of Buildings of New York City durch den Superintendent of Buildings Rudolph P. Miller, dem Museum of Safety und Herrn Dr. F. Kunz für ihre große Unterstützung. Ferner der Edison Company, der Interborough Company, der Pennsylvania Company, Long Island Railroad Company, New York Central and Hudson River Railroad Co., Trunk Lines Association, Baltimore and Ohio Railroad Company, Lehigh Valley Railroad Company, Thomas Cook and Sons und der Columbia University und der Stadt New York für das erwiesene Entgegenkommen. Die folgenden Gesellschaften haben Automobile dem Empfangskomitee beigestellt: Herr J. W. Lieb jr. für die New York Edison Co., die Marquette Co., die Oakland Motor Car Co., die Packard Motor Car Co., die Harrolds Motor Car Co., die Standard Oil Co. of New Jersey, die American Locomotive Co. und zahlreiche Einzelpersonen; ihnen allen sprechen wir hiemit im Namen des Kongresses den Dank aus.

Prof. E. Marburg: Ich befürworte die einstimmige Annahme dieser Dankeskundgebung.

(Die Versammlung erhob sich zum Zeichen des Einverständnisses.)

Digitized by Google

Der Präsident: Meine Herren, wir sind jetzt augenscheinlich am Ende unseres Programmes angelangt und haben unsere Arbeit vollendet. Wir beginnen nun eine neue dreijährige Schaffensperiode. Wir blicken auf eine große Vergangenheit zurück, doch vor uns liegt eine unvergleichlich größere Zukunft.

In der neuen dreijährigen Periode, die mit dem Abschluß unseres diesjährigen Kongresses ihren Anfang nimmt, tritt eine noch größere Verantwortung an uns heran, eine Verantwortung, die unserer erheblich erweiterten Macht und Bedeutung entspricht. Wir stehen zwischen Erzeugern und Verbrauchern. Der Natur der Sache entsprechend, sind die Erzeuger rührig und interessiert, die Verbraucher verhalten sich gleichgültig und abwartend. Diese unausbleibliche Gleichgültigkeit macht die Verbraucher, das Publikum, in gewissem Sinne zu unseren Schutzbefohlenen. Mit unserer wachsenden Bedeutung steigert sich auch das Streben der den Fortschritten weniger gewogenen Erzeuger, unsere Aufgaben zu durchkreuzen, uns von unserer Tätigkeit als Beschützer und Warner abzulenken, uns die Hände zu binden und uns zuzurufen: „Festina lente!" Dieser Ruf, den schon der reaktionäre Höhlenbewohner gegen jene erhob, die den Bau von Hütten befürworteten, wurde bei jedem neuen Fortschritt laut und wird jeden weiteren Fortschritt begleiten bis zum Ende der Welt.

Während wir die große Bedeutung jedes konservativen Verhaltens einsehen, das verlangt, daß jeder Schritt als weise und geeignet und notwendig erkannt werden soll, bevor er unternommen wird, während wir also die Notwendigkeit des Bremsens zu schätzen wissen, erkennen wir aber auch die höhere Bedeutung der treibenden Kraft. Der Künstler, der Architekt, der Komponist, der Dichter, der Ingenieur und der Staatsmann stehen über dem Kritiker, der schöpferische Mann über dem kritisierenden, beurteilenden Mann. Das Vorhandensein einer maßgebenden Kritik sollte wahrlich jene unter uns ermutigen, die den Fortschritt fördern wollen; denn es beruhigt uns darüber, daß unsere Vorschläge den Vorteil einer Prüfung durch diese Männer genießen werden, daß diese Prüfung uns instand setzen kann, unsere Vorschläge in eine Form zu bringen, die der Menschheit nützen wird, der wir ja dienen wollen. Aber die echte oder vorausgeahnte Opposition, welche die interessierten Produzenten zu ihrem eigenen Nutzen erheben, soll uns zu desto größerem Eifer in der Arbeit für unsere Anhänger aufstacheln, denn wir können davon überzeugt sein, daß diese ihrerseits

Digitized by Google

nie aus eigener Initiative die Schritte unternehmen werden, die ihr eigenstes Interesse fordert. Mit der Harmlosigkeit der Taube sollten wir die Klugheit der Schlange vereinen.

Ich erkläre hiemit den sechsten Kongreß des Internationalen Verbandes für Materialprüfungen der Technik „sine die" vertagt.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

I1

MECHANISCHE VERSUCHE MIT SPEZIAL-STÄHLEN FÜR SCHIFFBAUTEN.

Von **Leonardo Fea**, presso l' Ufficio di Stato maggiore Ministerio della Marina, Roma.

(Übersetzt von B. Fleischmann.)

Unter die in den letzten Jahren am meisten vervollkommten Eisenprodukte sind unbedingt die für den Schiffbau bestimmten Materialarten zu rechnen, durch die die Konstruktion sehr leichter und widerstandsfähiger Schiffe ermöglicht wurde. Hiebei war es nötig, hinsichtlich jener Teile, die speziell dem Anprall der Geschosse Widerstand leisten müssen (geschützte Brücken, Schotten für Unterseeverteidigung), zu den früher für Schiffbaumaterial geforderten mechanischen Eigenschaften noch eine spezielle Widerstandskraft gegen Geschoßwirkung und die Eigenschaft größtmöglicher Dichtheit hinzuzugesellen, so daß die für diesen Zweck bestimmten Platten (Bleche) zu jenen Erzeugnissen gezählt werden können, die besser als alle anderen einen Begriff von den Fortschritten der Technik bieten. Es erschien daher nicht ohne Interesse, verschiedene Arten dieses Materials zu Vergleichszwecken zu untersuchen.

Die Untersuchungen bilden den Gegenstand des vorliegenden Berichtes, der mit Genehmigung des Marineministers verfaßt wurde.

Untersucht wurden sechs mit fortlaufenden Ziffern von 1 bis 6 bezeichnete Plattenkategorien, welche Chromnickelstähle sowie Chromnickelvanadiumstähle von, je nach der Provenienz, verschiedener Wärmebehandlung umfassen. Die mechanischen Proben, von denen allein hier die Rede sein soll, erstrecken sich auf:

a) Zerreißproben mit rechteckigen Stäben in den vom Internationalen Verband angenommenen Querschnitts- und Längenabmessungen, und zwar sowohl in der Walzrichtung als auch

Digitized by Google

senkrecht auf diese. Die Probestäbe wurden derart entnommen, daß die beiden Walzoberflächen intakt blieben. Aus den Zerreißproben wurden folgende charakteristischen Größen gewonnen: Elastizitätsgrenze, Bruchbelastung, Kontraktion des Bruchquerschnittes und Dehnung;

b) Torsionsproben mit Stäben von 200 mm Länge und einem einheitlichen Durchmesser von 20 mm. Bei diesen Versuchen wurde das Torsionsmoment an der Torsionselastizitätsgrenze und der Torsionswinkel beim Bruch beobachtet;

c) Biegeproben mit Stäben von 260 mm Länge und einem Querschnitt von 40×25 mm. Aus diesen wurde der Pfeil und die Belastung an der Elastizitätsgrenze bestimmt, wobei die Belastung in der Mitte angreifend angenommen wurde und die Gesetze der Elastizitätstheorie als anwendbar angenommen wurden; es wurde des weiteren der Biegungswinkel verzeichnet, bei welchem der Bruch begann;

d) Härteproben nach Brinell auf der Walzoberfläche; die Belastung betrug 300 kg, der Kugeldurchmesser 10 mm, die Versuchsdauer 30 Sekunden. Von diesen Versuchen wurden die Brinellschen Härtezahlen und Koeffizienten abgeleitet und mit den Ergebnissen der Zerreißproben verglichen;

e) Sprödigkeitsproben mit dem Charpyschen Pendel und eingekerbten Stäben von 25×30 mm (Kerbtiefe 15 mm). Hiebei wurde die bis zum Bruch erforderliche Arbeit pro Quadratmillimeter Querschnitt[1]) ermittelt;

f) Dauerproben mit der Maschine von Landgraf-Turner mit Stäben von 200 mm Länge und 10 mm Durchmesser; die Maschine erscheint in Figur 1 dargestellt. An Hand derselben wurde die Zahl der Alternativproben, die bis zum Eintritt des Bruches erforderlich sind, bestimmt;

g) Schußproben. Wiewohl diese Proben hier lediglich zu Vergleichszwecken dienen konnten, schien es doch angezeigt, derselben Erwähnung zu tun, weil sie ja doch in gewisser Beziehung mechanische Proben ersten Ranges darstellen, indem sie Eigenschaften des Materials an den Tag bringen,

[1]) Die Stabdimensionen betrugen 25×30, weil nicht alle Bleche hinreichend stark waren, um die vom Internationalen Verbande bestimmten Maße einhalten zu können.

Digitized by Google

die auf andere Weise nur sehr schwer untersucht werden könnten (Dichte, Oberflächenhärte, Sprödigkeit, leichte Spaltbarkeit usw.). Ohne Detailangaben über diese Proben zu machen, soll nur bemerkt werden, daß man, ausgehend von der Energie, welche für den glatten Durchschlag der dem normalen Schuß ausgesetzten Platte erforderlich ist, eine gewisse gradweise Unterscheidung zu treffen vermag.

Maschine für Dauerproben von Landgraf-Turner.

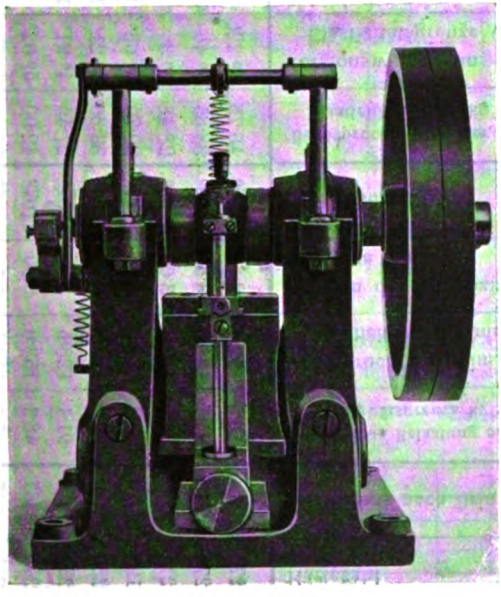


Fig. 1.

Die folgende Tabelle und die Figuren 2—5 zeigen die Ergebnisse der obenerwähnten Versuche, hiebei wurden jedoch für jede Plattenkategorie nur die Durchschnittszahlen einer größeren Anzahl von Proben eingesetzt. Diesbezüglich müssen wir auch bemerken, daß bei den Versuchen mit den Apparaten von Charpy und Landgraf eine sehr große Anzahl von Stäben erprobt werden mußte, um ein annehmbares Ergebnis zu erzielen, woraus hervorzugehen scheint, daß diese beiden Versuchsmethoden ein verläßliches Ergebnis nur mit recht bedeutendem Aufwand von Zeit und Mühe zu liefern vermögen.

Digitized by Google

Blech	Zerreißproben				Härteproben		Biegeproben				Torsionsproben			Dauerproben	Kategorie, Schubproben
	Spezifische Belastung an der Elastizitätsgrenze	Spezif. Bruchbelastung	Dehnung in Prozenten	Kontraktion in Prozenten	Härtezahl	Koeffizient nach Brinell	Spezifische Belastung an der Elastizitätsgrenze kg mm²	Beanspruchung beim Bruchein tritt kg/mm²	Pfeil an der Elastizitätsgrenze mm	Bruchwinkel	Beanspruchung an der Elastizitätsgrenze kg mm²	Torsionswinkel an der Elastizitätsgrenze O^0	Torsionswinkel bei Bruch eintritt	Anzahl d. Beanspruchungswechsel b. z. Bruch eintritt	Bruchbelastung Kilogramm pro Quadratmillimeter	Sprödigkeitsproben
1 L	80·00	87·40	12·00	0·423	276	0·316	115·5	150·4	2·60	180°	45·75	6° 22′	9·26	1230	170	I
1 Qu	80·80	87·80	12·05	0·490	276	0·319	125·7	148·0	3·50	103°	38·65	4° 4′	2·00	760	89	
2 L	45·50	61·50	17·50	0·447	214	0·287	88·2	112·2	3·00	130°	28·48	3° 3′	9·26	1144	103	II
2 Qu	46·10	60·45	21·00	0·510	199	0·320	63·4	112·2	1·30	117°	30·70	3° 63′	10·50	1300	105	
3 L	52·20	73·00	15·10	0·514	235	0·310	89·2	121·1	3·60	180°	33·30	4° 21′	11·60	1200	175	IV
3 Qu	52·90	72·00	17·80	0·616	230	0·312	91·1	123·5	3·60	157°	27·45	4° 21′	10·46	1500	125	
4 L	56·40	85·70	15·05	0·398	255	0·337	48·1	153·0	0·50	167°	42·00	5° 02′	9·50	1536	85	IV
4 Qu	56·40	84·80	9·15	0·476	245	0·347	67·1	146·0	0·50	93°	36·20	4° 78′	7·54	1420	23	
5 L	30·40	49·10	28·00	0·626	186	0·264	56·0	83·6	1·00	180°	26·25	5° 03′	15·00	960	154	III
5 Qu	36·50	48·90	24·00	0·665	175	0·279	52·8	81·5	0·80	180°	25·00	4° 06′	17·12	1060	172	
6 L	40·00	69·45	17·80	0·407	202	0·413	71·7	120·5	1·80	104°	32·20	4° 21′	9·48	980	76	V
6 Qu	37·90	66·80	15·00	0·270	203	0·329	66·4	120·5	1·10	74°	30·60	3° 58′	5·46	1250	71	

Digitized by Google

Wir können aus der Tabelle schließen, daß das Material dieser Platten im großen und ganzen ein gutes ist, daß aber der von den verschiedenen Werken gewählte Maßstab für die Qualitätsbeurteilung

Fig. 2.
Zerreißproben, durchgeführt mit der Maschine von K. Olsen.
Länge der Stäbe zwischen den Marken 200 mm, Querschnitt 450 mm².

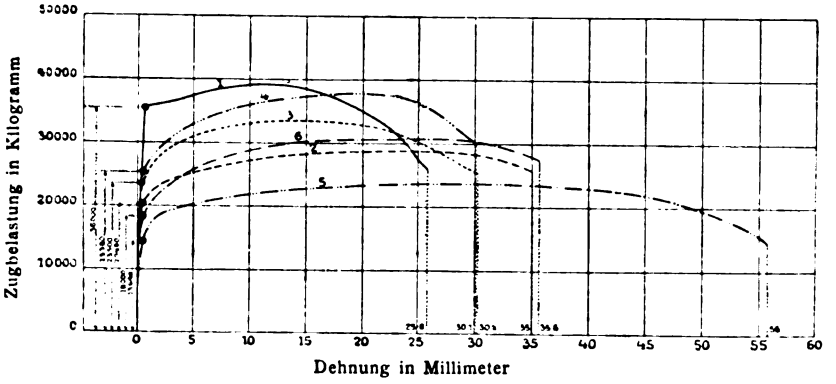
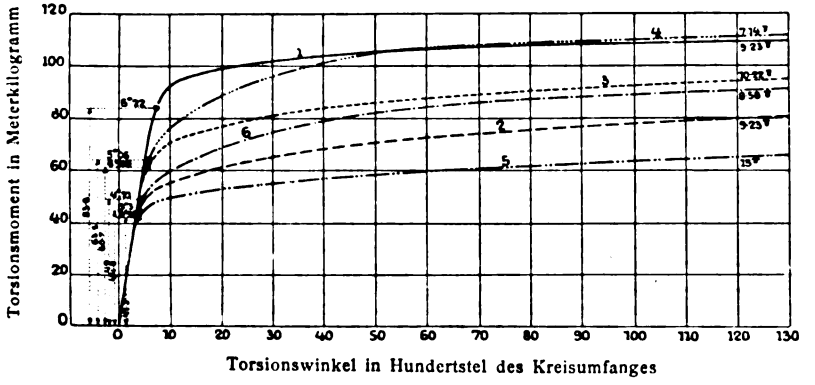


Fig. 3.
Torsionsproben, durchgeführt mit der Maschine von Amsler.
Länge der Stäbe zwischen den Marken 200 mm, Durchmesser 20 mm.
Winkel der elastischen Tension
Gebrochen bei einem Torsionswinkel von



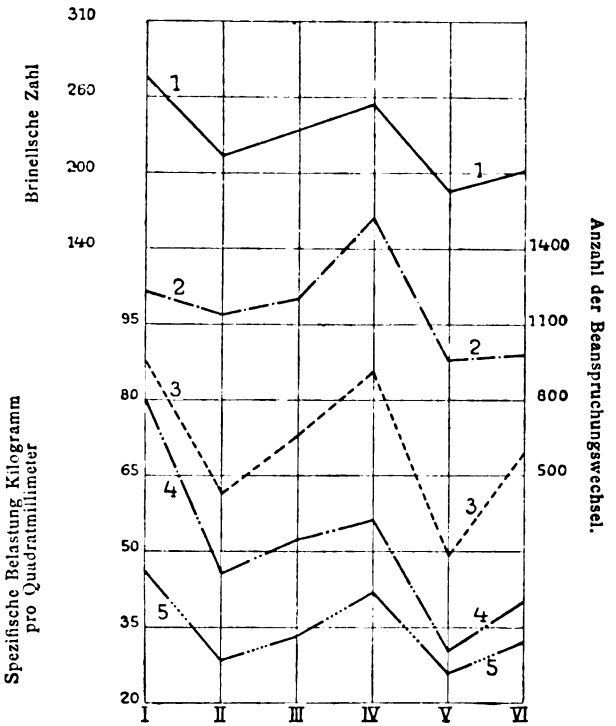
sehr von einander abweicht, je nachdem sie auf ein hartes Material mit geringer Dehnung, oder auf ein solches von größerer Biegbarkeit hinarbeiten. Obgleich aus den Ergebnissen hervorgeht, daß die Erhöhung der Elastizitätsgrenze als sehr vorteilhaft allseits angestrebt wird, schien es uns noch von Nutzen,

Digitized by Google

auf Grund der Proberesultate jene Beziehungen festzustellen, die zwischen der Qualität und den durch die uns heute zugebote stehenden verschiedenen Methoden erzielten Ergebnissen bestehen. Diese Betrachtungen sind aus den Figuren 4 und 5 ersichtlich.

Fig. 4.

Gegenüberstellung der mit Stahlplatten für geschützte Schiffsbrücken durchgeführten mechanischen Proben.



Brinellsche Zahl.
Anzahl der Beanspruchungswechsel bis Brucheintritt (Landgraf).
Bruchbelastung bei Zerreißprobe (Kilogramm pro Quadratmillimeter).
Belastung an der Zug-Elastizitätgrenze (Kilogramm pro Quadratmillimeter).
Belastung an der Torsions-Elastizitätsgrenze (Kilogramm pro Quadratmillimeter).

1. Die Schaulinien, welche die Bruchfestigkeit, die Festigkeit an der Elastizitätsgrenze, die Brinellschen Härtezahlen und die Zahlen der Beanspruchungswechsel bei der Landgraf-Turner-Maschine darstellen, haben ziemlich gleiche Richtung, so daß angenommen werden könnte, es lieferten die betreffenden drei Proben nur die

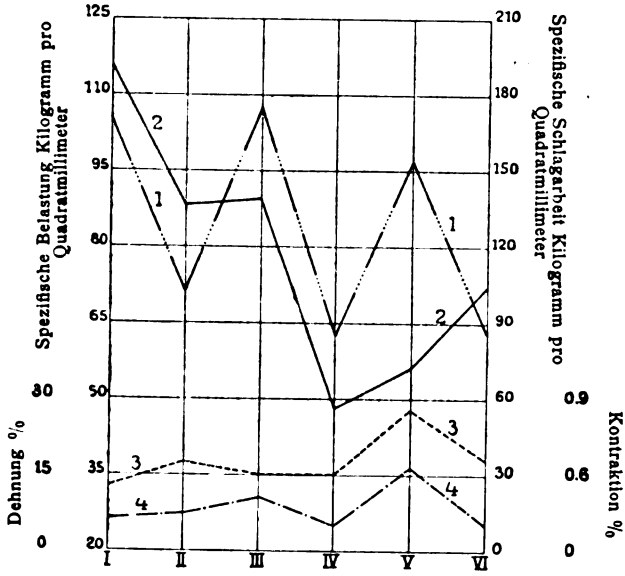
Digitized by Google

Angaben bezüglich einer einzigen oder zumindest mehrerer sehr ähnlicher Qualitätserscheinungen.

2. Die Schaulinien der prozentualen Dehnung und der Bruchkontraktion sowie weiters der spezifischen Schlagarbeit (Charpy) zeigen einheitliche Richtung. Dies erscheint durch die Tatsache gerechtfertigt, daß beim Schlag des Pendels auf den

Fig. 5.

Gegenüberstellung der mit Stahlplatten für geschützte Schiffsbrücken durchgeführten mechanischen Proben.



——— Spezifische Schlagarbeit (Charpy) (Kilogramm-Millimeter pro Quadratmillimeter).
— ·· — ·· Spezifische Belastung an der Biege-Elastizitätsgrenze (Kilogramm pro Quadratmillimeter).
····· Bruchdehnung %.
— · — Kontraktion %.

gekerbten Stab die Scherbeanspruchung gegenüber der Biegungsbeanspruchung zurücktritt.

3. Mit Rücksicht auf die Tatsache, daß die beiden obenerwähnten Kurvenkategorien die angegebene Richtung besitzen, kann gesagt werden, daß der Tetmajersche Qualitätskoeffizient einen hinreichend genauen Begriff von der Güte eines Materials auch bei sehr verschiedenartigen Beanspruchungen— einschließlich Stoß und wechselnder Beanspruchung — zu liefern vermag, da die

Digitized by Google

anderen noch in Betracht kommenden Koeffizienten, wenn sie, was nur logisch ist, den statischen und dynamischen Ergebnissen in gleicher Weise Rechnung tragen, eine Charakteristik geben werden, die mit der erwähnten übereinstimmen muß.

4. Ein anscheinend wenig logisches Ergebnis ist die Verschiedenheit zwischen den Resultaten der Alternativproben und jenen der Schlagproben, weil doch in beiden Fällen das Material mit Heftigkeit einer die Elastizitätsgrenze überschreitenden Belastung ausgesetzt wird. Es ist jedoch die Arbeitsweise der beiden Apparate eine grundverschiedene. Bei demjenigen von Landgraf ist die Scherbeanspruchung nahezu verschwindend und die Dauerbeanspruchung des Materials, die doch gewiß eine Funktion der Zeitdauer der Kraftanwendung ist, geringer als bei Charpy. Jedenfalls sind die betreffenden Daten der Proben zu zahlreich, um irgendwelche Zweifel aufkommen zu lassen; gleichwohl werden weitere Untersuchungen hier vollständige Klarheit bringen.

5. Die Kategorisierung der Schußwiderstände stimmt mit keiner der übrigen Schaulinien überein, was vorauszusehen war, einerseits weil die Beanspruchungen und Erscheinungen, die den Durchschlag der Bleche mittels Geschossen begleiten, sehr verschieden von denen sind, welche im Laboratorium hervorgerufen werden können, andererseits vielleicht auch deshalb, weil Zimmerproben nicht mit genügender Abstufung durchgeführt werden können.

Zusammenfassung.

Die Durchführung von mechanischen, und zwar sowohl statischen wie dynamischen Proben mit einer großen Anzahl von Platten aus Spezialstahl für geschützte Schiffbrücken ermöglichte es, die folgenden Beziehungen zwischen den verschiedenen Versuchsmethoden für dieses Material festzustellen:

a) Die spezifische Schlagarbeit, die Brinellsche Härtezahl, das Ergebnis der Dauerproben (Landgraf-Turner), die Festigkeit an der Zugelastizitätsgrenze stehen qualitativ in Wechselbeziehung.

b) Die Dehnung und die spezifische Schlagarbeit (Charpy) haben die gleiche Richtung.

Digitized by Google

c) Der Tetmajersche Qualitätskoeffizient vermag auch bei diesen Stahlsorten einen hinreichenden Begriff von der Güte des Materials zu liefern.

d) Die Probeergebnisse nach der Charpy-Methode stimmen mit jenen der Landgraf-Methode nicht überein.

e) Keine der obigen Poben und auch nicht die Gesamtheit derselben vermag einen hinreichenden Begriff vom Schußwiderstand der Bleche zu geben.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II$_1$

BERICHT ÜBER DIE FORTSCHRITTE DER METALLOGRAPHIE SEIT BEGINN DES JAHRES 1909 BIS ZUM ENDE DES JAHRES 1911.

Von Professor **E. Heyn,** Berlin-Lichterfelde.

Dem Auftrage des Internationalen Verbandes entsprechend, habe ich versucht, im folgenden einen Überblick über die Fortschritte der Metallographie seit dem letzten Kongreß in Kopenhagen zu geben. Auf diesem war beschlossen worden, die Vollständigkeit der Berichterstattung dadurch zu erleichtern, daß in den einzelnen Ländern Sonderabdrücke der erschienenen Arbeiten an bestimmten Stellen gesammelt und alsdann dem Berichterstatter übermittelt werden sollten. Solche Sammlungen sind allerdings nicht bei mir eingegangen. Ich bin deshalb darauf angewiesen gewesen, die mir selbst zur Verfügung stehende Literatur und die in liebenswürdiger Weise von einzelnen Forschern unmittelbar an mich übersandten Abdrücke zu benützen. Angesichts der außerordentlich weitgehenden Verteilung der metallographischen Veröffentlichungen in einer sehr großen Zahl verschiedener Zeitschriften und angesichts der Unmöglichkeit, alle diese Zeitschriften zur Verfügung zu haben, wird es begreiflich erscheinen, daß auch dieser Bericht nicht auf Berücksichtigung sämtlicher erschienenen Arbeiten Anspruch machen darf.

Eine gewisse Schwierigkeit bereitet auch die Abgrenzung dessen, was in das Gebiet der Metallographie oder in das benachbarter Wissenschaftszweige zu zählen ist, so daß auch hier eine gewisse subjektive Auffassung nicht zu vermeiden ist.

Die metallographische Forschung hat in dieser Berichtsperiode eine außerordentlich lebhafte Tätigkeit entfaltet, wie aus der großen Anzahl von Veröffentlichungen hervorgeht. Für den

Digitized by Google

Berichterstatter bringt dies eine Schwierigkeit mit sich. Wenn auf den Inhalt der einzelnen Veröffentlichungen auch nur mit kurzen Worten eingegangen werden sollte, so würde der Bericht die Form eines dickleibigen Bandes annehmen, was ja wohl nicht in der Absicht des Internationalen Verbandes liegt. Es war deshalb Beschränkung in der Fülle des Interessanten geboten. Aus dem Umstande, daß von einer Reihe von Arbeiten nur die Überschrift und die Quelle angegeben worden sind, darf nicht etwa geschlossen werden, daß der Berichterstatter diesen Arbeiten geringere Bedeutung beimißt als den anderen. Bei der Auswahl der etwas näher zu besprechenden Arbeiten ist lediglich der Gesichtspunkt maßgebend gewesen, daß der Berichterstatter in der Lage war, den Inhalt kritisch zu beleuchten. Dies ist aber naturgemäß nur auf den Arbeitsgebieten möglich, die seinem eigenen Arbeitsfelde näher liegen.

I. Das Eisen und seine Legierungen.

A. Das Doppeldiagramm des Systems Eisen-Kohlenstoff.

Das Heyn-Charpysche Doppeldiagramm hat sich in der Berichtszeit neue Anhänger erworben. Indessen stehen auch noch einige Forscher den in diesem Diagramm niedergelegten Grundgedanken als Gegner gegenüber. Unter diesen erscheint der Mehrzahl die Kennzeichnung der Gleichgewichtszustände durch zwei verschiedene übereinandergelegte Diagramme für den stabilen und den metastabilen Zustand zu verwickelt, und sie möchten die Verhältnisse einfacher haben. Nun ist es ja wohl möglich, einzelne Gruppen von Erscheinungen bei den Eisenkohlenstoff-Legierungen durch einfachere Annahmen zu erklären. Die Gesamtheit der durch wissenschaftliche Versuche und durch die Praxis zutage geförderten Erscheinungen auf dem Gebiete dieser Legierungen zu umfassen ist aber einfacher, als durch das Doppeldiagramm ohne Zuhilfenahme von gezwungenen Zusatzhypothesen und unter Vermeidung von Widersprüchen mit den Gesamtergebnissen der Wissenschaft, bisher noch nicht gelungen. Einige der „vereinfachten" Theorien scheinen mir sogar noch wesentlich verwickelter zu sein, als die durch das Doppeldiagramm zum Ausdruck gebrachte.

Durch die Arbeiten einer Reihe von Forschern sind die die einzelnen Linienzüge des Doppeldiagrammes genauer festgelegt worden, so daß seine derzeitige Gestalt etwa durch die Fig. 1 wiedergegeben werden kann. Die Ergebnisse der einzelnen Forscher

Digitized by Google

sind durch verschiedene Punktarten angedeutet. Das stabile System Eisen-Graphit ist durch gestrichelte, das metastabile System Eisen-Karbid durch ausgezogene Linien dargestellt. Benützt sind für die Fig. 1 die unter Nr. 1 bis 9 angegebenen Veröffentlichungen.

Das Doppel-c, t-Bild der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.

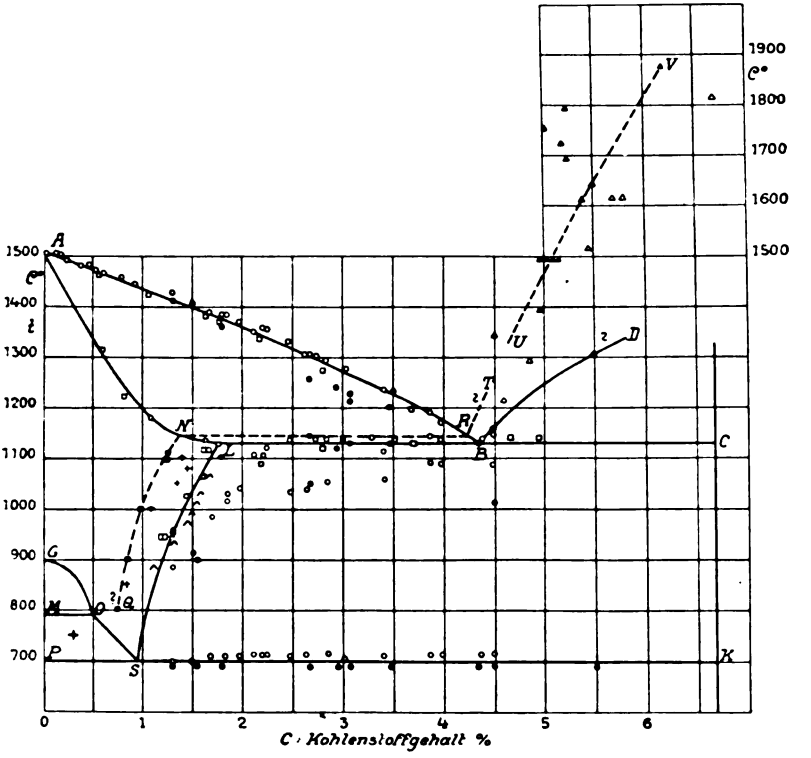


Fig. 1.

● *Roberts-Austen.* ○ *Gulowsky* ^ *Wark*

c *Carpenter & Keeling* ▲ *Hanemann.* *Linie NQ* + *Charpy*

× *Heyn.* △ *Ruff u Goecke.* ■ *Ruer & Iljin.*

Besonderes Interesse beansprucht die Arbeit von Ruer und Iljin (7)*), da sie eine Reihe recht wertvoller Stützen für das Doppeldiagramm bringt.

*) Die Zahlen in Klammern geben die Nummern der Liste der veröffentlichten Arbeiten an.

Digitized by Google

Die Linie U V in Fig. 1 habe ich entsprechend den von Hanemann (6) angegebenen Versuchswerten gezogen. Letzterer gibt allerdings an, daß die Linie der Ausscheidung von Zementit entspricht. Ich vermute aber auf Grund einer eigenen Versuchsreihe über die primäre Ausscheidung von Graphit aus übereutektischen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, daß die Linie U V dem stabilen System angehört und die Ausscheidung von Graphit darstellt. Diese Auffassung würde mit den Hanemannschen Versuchsergebnissen nicht in Widerspruch stehen. Auch Ruff (11) kommt zu dem Schlusse, daß die die Sättigung des Eisens gegenüber

Löslichkeit von Kohlenstoff im Eisen nach Ruff und Goecke.

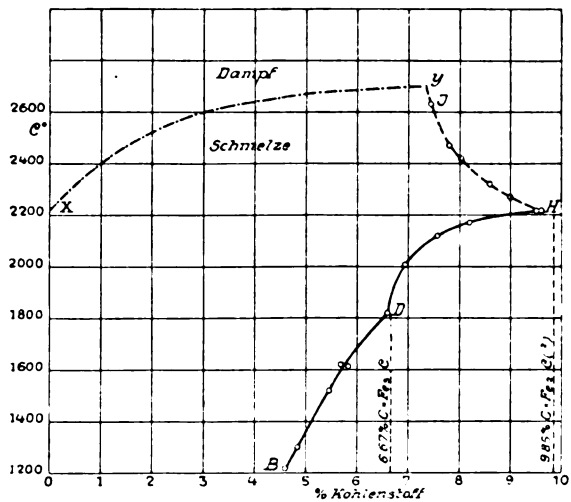


Fig. 2.

Kohlenstoff darstellende Linie U V (die nach seinen Beobachtungen etwas weiter nach rechts liegt als in Fig. 1) der primären Ausscheidung von Graphit entspreche.

Ruff und Goecke (9) haben die Löslichkeit des Kohlenstoffes im Eisen bis zu 2600° C in einem elektrisch geheizten Vakuumofen untersucht. Ihre Ergebnisse sind in Fig. 2 dargestellt. Aus den Knicken bei D und H, die nahezu der Zusammensetzung Fe_3C und Fe_2C entsprechen, schließt Ruff (10) auf die Gegenwart dieser Verbindungen. Bezüglich der ersteren dürften wohl kaum noch Zweifel bestehen. Dagegen halte ich für die Verbindung Fe_2C die Schlußfolgerung Ruffs nicht für zwingend.

Digitized by Google

Aus den Angaben Ruffs geht nämlich mit großer Wahrscheinlichkeit hervor, daß der Zweig Y H einen Teil des c, t-Bildes*) für das Sieden der Legierungen ausmacht, und zwar den Zweig, welcher den flüssigen Phasen entspricht, die bei Siedetemperatur mit den dampfförmigen Phasen im Gleichgewichte stehen. Es würde hier sonach der Fall vorliegen können, daß das c, t-Bild der Erstarrung von dem c, t-Bilde des Siedens etwa wie in Fig. 3 geschnitten wird**). Dadurch wird wie in Fig 4 ein Dreiphasengleichgewicht aus flüssiger Phase H, fester Phase F und dampfförmiger Phase G erhalten. Dieses Gleichgewicht bedingt bei H einen Knick in der Linie D H Y, ohne daß H einer chemischen Verbindung zu entsprechen braucht.

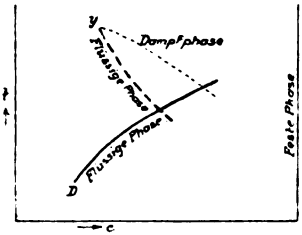


Fig. 3.

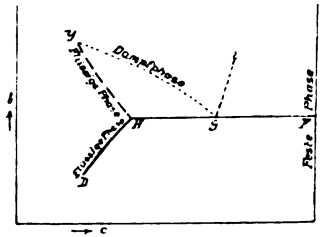


Fig. 4.

Der Knick bei D in Fig. 2 würde nicht weiter überraschen, da er mit der Zusammensetzung der Verbindung Fe_3C sehr nahe zusammenfällt, wenn längs der Linie B D H bei D der Bodenkörper (die feste Phase) wechseln würde. Da dies aber nach den Angaben von Ruff nicht zutrifft, sondern als Bodenkörper oberhalb und unterhalb von D Graphit beobachtet wurde, so ist der Knick bei D befremdend. Ruff sucht ihn durch besondere Annahmen über die inneren Gleichgewichte der gesättigten Eisen-Kohlenstoff-Legierungen zu erklären. Es wäre aber wohl zunächst weiter zu untersuchen, ob der Knick bei D auch tatsächlich vorhanden ist oder ob er angesichts der verhältnismäßig geringen Anzahl von festgestellten Punkten der Linie B D H nicht etwa einem Zufall

*) c, t-Bild = Zustandsdiagramm, Gleichgewichtsdiagramm, in dem die Konzentration c der Legierung an einem Stoffe als Abszisse und die Temperatur t als Ordinate verwendet worden ist.

**) Vergl. Martens-Heyn, Handbuch der Materialienkunde, Band II A, Absatz 97—99.

Digitized by Google

seine Entstehung verdankt. Es kommt hinzu, daß die Untersuchungen von Wittorf (12) einen abweichenden Verlauf der Linie B D H Y ergeben.

Bezüglich der Legierungen mit weniger als 6·7% Kohlenstoff kommt Ruff auf Grund einer Reihe von Annahmen über innere Gleichgewichte in den flüssigen Phasen zu gleichen Ergebnissen, wie sie durch das Heyn-Charpysche Doppeldiagramm dargestellt sind.

Bei den Annahmen über innere Gleichgewichte in den flüssigen und festen Lösungen von Kohlenstoff in Eisen wird meist nur mit hypothetischen Dissoziationsgleichgewichten der Karbide gearbeitet. Ein mögliches Gleichgewicht, nämlich $C_n \rightleftarrows {}_nC$ wird meist vernachlässigt. Angesichts des verwickelten Aufbaues des Graphitmoleküls, wie er sich aus den Oxydationsprodukten des Graphits ergibt, muß mit stark assoziierten Molekülen C_n in den festen und flüssigen Eisen-Kohlenstoff-Lösungen gerechnet werden, die im Gleichgewicht stehen mit weniger oder überhaupt nicht assoziierten Molekülen C_x. Vergl. E. Heyn (14) und Smits (27).

Von Wüst (13) wurde behauptet, daß die Linien für das stabile System im Doppeldiagramm wegfallen könnten, da sie „praktisch" nicht verwirklicht werden könnten. Er stellte die Behauptung auf, daß sowohl in den flüssigen, wie in den festen Lösungen des Kohlenstoffes im Eisen die Konzentration des Graphits praktisch gleich Null sei, und hält an der wohl von Goerens aufgestellten Behauptung fest, daß Graphit sich nur aus bereits fest ausgeschiedenem Zementit bilden könne. Ich möchte auf diesen Punkt nicht weiter eingehen und verweise auf meine Entgegnung (14). Ich möchte nur betonen, daß vom theoretischen Standpunkte aus die Möglichkeit besteht, daß die beiden Linien N R und L B in Fig. 1 sehr nahe aneinander zu liegen kommen. Wenn dies aber tatsächlich der Fall wäre, so würde dies kein Grund sein, die Linie N R wegzulassen, sondern man müßte den Maßstab der Fig. 1 so wählen, daß die Linien getrennt erscheinen. Übrigens liegen die beiden Linien nach den Versuchen von Thomson (16) einander gar nicht so nahe. Ebenso deutet der Schnittpunkt der Linien Q N und A L in Fig. 1 darauf hin, daß die Linien N R und L B deutlich getrennt von einander liegen.

Die Bildung des Graphits kann nach dem Doppeldiagramm ebensowohl unmittelbar aus flüssiger Lösung längs R U V in Fig. 1

Digitized by Google

als auch aus bereits abgeschiedenem Zementit und ferner auch noch aus der festen Lösung des Kohlenstoffes im Gamma-Eisen erfolgen. Daß sie an den kohlenstoffreichsten Stellen, also beim Zementit, mit Vorliebe einsetzen wird, ist selbstverständlich. Es ist aber bisher kein einziger schlüssiger Beweis für die Behauptung von Wüst und Goerens, der sich auch Hatfield (15) anzuschließen scheint, gebracht worden, daß die Graphitausscheidung aus flüssiger und fester Lösung von Kohlenstoff im Eisen unmöglich sei. Das ist aber der springende Punkt. Die Versuche von Ruer und Iljin, von Ruff und meine eigenen beweisen das Gegenteil.

Von Forschern, deren Anschauungen von dem Grundgedanken des Doppeldiagrammes abweichen, habe ich noch anzuführen: Upton (17), Baykoff (18), Levy (19), Jeriomin (20).

Upton (17) nimmt eine ganze Reihe von Karbiden an: Fe_6C, Fe_3C, Fe_2C. Levy (19) meint, daß das Doppeldiagramm „eine gewisse Unklarheit und Schwierigkeit in sich schließe, wenn es sich darum handle, bestimmte Ursachen anzugeben für den Aufbau von Gußeisensorten, wie sie in der Praxis angetroffen werden, und besonders für die Änderungen im inneren Aufbau, die durch Änderung der chemischen Zusammensetzung und der Geschwindigkeit der Erstarrung und Abkühlung herbeigeführt werden". Ich möchte hierauf erwidern, daß es gerade die von Herrn Levy genannten Erscheinungen an technisch erzeugten und verarbeiteten Eisensorten waren, die den Berichterstatter zur Aufstellung des Doppeldiagrammes führten, und daß ihm in seiner weitverzweigten Praxis auf dem Gebiete der Materialuntersuchung noch kein einziger Fall vorgekommen ist, der sich nicht mit dem Doppeldiagramm in Einklang erwies. Sobald ein solcher Fall einwandfrei festgestellt wird, würde der Berichterstatter der erste sein, der das Doppeldiagramm fallen läßt.

Bezüglich der Linie G O S in Fig. 1 möchte ich noch bemerken, daß sie nach den von mir (3) auf thermischem Wege erhaltenen Zahlen gezeichnet ist. Goerens und Meyer (22) suchten die Lage der Linie G O S mittels des Abschreckverfahrens zu erhalten, da sie die Grenze bildet zwischen den abgeschreckten Legierungen, die aus reinem Martensit, und denen, die aus Martensit und Ferrit bestehen. Nach ihren Versuchen würde die Linie einen abweichenden Verlauf wie in Fig. 1 haben. Ich habe die thermisch gefundenen Zahlen deswegen beibehalten, weil sie

Digitized by Google

mit meinen eigenen Abschreckversuchen besser übereinstimmen. Außerdem ist das sonst sehr brauchbare Abschreckverfahren im vorliegenden Falle recht unscharf. Es hält sehr schwer, diejenige Abschrecktemperatur anzugeben, bei der soeben Ferrit im Martensit, bzw. im Martensit + Troostit auftritt, namentlich gilt dies für die kohlenstoffärmeren Legierungen. Bei letzteren ist der Martensit ein sehr deutliches Gemenge zweier Bestandteile, von denen der eine dem Ferrit außerordentlich nahesteht, vielleicht sogar mit ihm identisch ist.

1. Roberts-Austen. Proc. Mech. Eng.*), Febr. 1899. V. Bericht an die Legierungskommission.
2. Carpenter und Keeling. Ir. and St. 1904, I, S. 224. Das Erstarrungsbereich und die kritischen Bereiche der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.
3. E. Heyn. Verh. Gew. 1904, S. 355. Bericht über die mikroskopische Untersuchung der vom Sonderausschuß für Eisenlegierungen usw. hergestellten Legierungen.
4. Charpy. C. R. **141**, 948; 1905.**) Über das Gleichgewichtsdiagramm der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.
5. Gutowsky. Met. **6**, 731; 1909. Zur Theorie des Schmelz- und Erstarrungsprozesses der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.
6. Hanemann. St. und E. **31**, 333; 1911. Kohlenstoffgehalt und Gefügeerscheinungen hochgekohlter Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.
7. Ruer und Iljin. Met. **8**, 97; 1911. Zur Kenntnis des stabilen Systems Eisen-Kohlenstoff.
8. Wark. Met. **8**, 704; 1911. Bestimmung der Löslichkeitslinie des Eisen-Karbids in Gamma-Eisen.
9. Ruff u. Goecke. Met. **8**, 417; 1911. Über die Löslichkeit des Kohlenstoffes im Eisen.
10. Ruff. Met. **8**, 456, 497; 1911. Über das Zustandsdiagramm der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.
11. Ruff und Gersten. Ber. Chem. Ges. **45**, 63; 1912. Über das Triferrokarbid (Zementit) Fe_3C.
12. Wittorf, J. russ. phys.-chem. Ges. Chem. Teil. **43**, Heft 3, S. 505; 1911, und ebenda Heft 9, S. 1613.
13. Wüst. Elektroch. **15**, 565 und 965; 1909. **16**, 190; 1910.
14. E. Heyn. Elektroch. **15**, 782; 1909. **16**, 102 und 284; 1910.
15. Hatfield. Proc. Roy. Soc. A, **85**, 1; 1911. Die physikalisch-chemischen Vorgänge bei der Abscheidung von freiem Kohlenstoff aus Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.
16. Thomson. Diss. Techn. Hochsch. Berlin 1910. Beiträge zur Kenntnis der Löslichkeit des Graphits im festen Eisen und die Schmelzerscheinungen des grauen Eisens.

*) Eine Liste der benützten Abkürzungen für die einzelnen Zeitschriften befindet sich am Ende des Berichtes.

**) In der Regel bedeutet die erste, fettgedruckte Zahl die Bandnummer, die folgende die Seitenzahl und die dritte nach dem Semikolon die Jahreszahl.

Digitized by Google

17. Upton, J. phys. Chemistry, **12, 507** und **13,** 388. Die Theorie des Eisen-Kohlenstoff-Gleichgewichtes.
18. Baykoff. Rev. Mét. **8, 315**; 1911. Betrachtungen über das System Eisen-Kohlenstoff. J. russ. metall. Ges. 1910, Nr. 6. Zur Frage des Zustandsdiagrammes der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.
19. Levy. Ir. and St. **1910, I, 403.** Die Konstitution von Gußeisen und Kohlenstoffstählen vom praktischen Standpunkte.
20. Jeriomin. Elektroch. **17, 97**; 1911. Zur Theorie über die Graphitbildung in Eisenlegierungen.
21. Heyn. Elektroch. **17,** 1911. Entgegnung zu Nr. 20.
22. Goerens und Meyer. **7,** 307; 1910. Bestimmung der Umwandlungslinie des Gamma-Eisens in Beta-, bzw. Alpha-Eisen.

B. Allotropie und Härtungsvorgänge.

P. Weiß (410—415) hat in Anlehnung an die Theorie Langevins über paramagnetische Stoffe eine interessante Theorie des Ferromagnetismus aufgestellt, die bisher in ihren rechnerischen Folgerungen sich recht gut dem vorhandenen experimentellen Material anpaßt. Sie ist in ihren Grundzügen dem Internationalen Verband zugänglich gemacht durch die Druckschrift VII_2, Nr. 6 der Mitteilungen des Verbandes, Juni 1909: Pierre Weiß, Der Ferromagnetismus und das Studium der Metalle und ihrer Legierungen.

Nach dieser Theorie kann innerhalb eines bestimmten Temperaturbereiches t_0, dem Bereich des Erscheinens oder Verschwindens des „Selbständigen Magnetismus", Wärmetönung auftreten, ohne daß, wie im Falle der allotropischen Umwandlung, eine neue Phase in die Erscheinung zu treten braucht. Jedenfalls wird man auf Grund der Weißschen Betrachtungen nicht mehr ohne weiteres berechtigt sein, aus einer magnetischen Umwandlung auf eine allotropische zu schließen.

Infolgedessen ist die Bedeutung der Wärmetönung im Eisen und seinen Legierungen bei dem Haltepunkt A_2 wieder in den Mittelpunkt der Erörterung gerückt.

Es stehen sich im wesentlichen zwei Anschauungen gegenüber:

1. Die von Osmond, wonach beim Haltepunkt A_2 die allotropische Umwandlung $\beta \gtrless \alpha$ vor sich geht. Osmond führt für seine Anschauung die Wärmetönung und die Änderung der magnetischen Permeabilität ins Feld.

2. Die namentlich von H. Le Chatelier vertretene und durch die Überlegungen von P. Weiß gestützte Anschauung, wonach

Digitized by Google

bei A_2 nur eine magnetische Umwandlung ohne Auftreten einer neuen Phase stattfindet. Darnach würde also das Eisen ober- und unterhalb A_2 dieselbe allotrope Form darstellen. Weiß führt die Wärmetönung bei A_2 auf rein kinetische Ursachen zurück und weist darauf hin, daß solche magnetische Umwandlungen bei allen ferromagnetischen Stoffen bisher beobachtet worden sind.

Über die Bedeutung des Punktes A_3 im Eisen als Folge einer allotropen Umwandlung ist sich wohl die Mehrzahl der Forscher einig. Nur Grenet (23) ist auch gegen diese Annahme. Seine Anschauung ist etwas radikal. Er bleibt die Erklärung schuldig, warum sich bei Ar_3 aus der festen Lösung von Eisen und Kohlenstoff Eisenkristalle ausscheiden; denn die einzige bisher dafür vorgebrachte Erklärung ist eben die Annahme einer allotropischen Zustandsänderung, ebenso wie als Grund für das Ausscheiden einer festen Phase aus einer flüssigen der Übergang aus dem flüssigen Aggregatzustand in den festen geltend gemacht wird.

Mir scheint nun, daß die beiden oben mit 1 und 2 bezeichneten Anschauungen über die Bedeutung des Punktes A_2 sich gar nicht so sehr einander gegenüberstehen und daß der Unterschied eigentlich mehr formaler Art ist.

a) Um eine etwas anschaulichere Vorstellung von der Allotropie zu gewinnen, will ich zunächst einmal die rein atomistische Anschauung zu Hilfe nehmen, wie sie namentlich durch die bedeutungsvollen Arbeiten von A. Smits (24—27) wieder in den Vordergrund gestellt worden ist. Wir wollen zunächst nur reines Eisen betrachten. Wir können uns nun vorstellen, daß im Eisen verschiedene Moleküle Fe_n vorhanden sind, in denen die Atomzahl n verschieden sein kann. Diese assoziierten Moleküle Fe_n können bei einer bestimmten Temperatur und einem bestimmten Druck mit den einfachen Molekülen Fe oder untereinander im Gleichgewicht sein. Es könnten also beispielsweise die Gleichgewichte bestehen: $Fe_2 \rightleftarrows Fe + Fe$, $Fe_3 \rightleftarrows Fe_2 + Fe$ oder $Fe_3 \rightleftarrows Fe + Fe + Fe$ usw. Jede der Molkülarten Fe, Fe_2, Fe_3 usw. wird mit einem bestimmten, von der Temperatur und dem Druck abhängigen Mengenverhältnis vorhanden sein. Wären beispielsweise in der Masseneinheit des Eisens unter bestimmten Verhältnissen u Moleküle Fe_3, v Moleküle Fe_2 und w Moleküle Fe im Gleichgewicht vorhanden, so könnten wir uns die verschiedenen Molekülarten ersetzt denken durch eine Molekülart mit der durchschnittlichen Atomzahl $x = 3u + 2v + w$.

Digitized by Google

Hierin braucht natürlich x nicht wie n eine ganze Zahl zu sein. Diesen Wert x denken wir uns nun als Abszisse in Fig. 5 eingetragen*), während als Ordinate die Temperatur t verwendet wird. Der Druck p sei gleich 1 Atmosphäre. Allotropen Änderungen müßten nun bei den Umwandlungstemperaturen sprungweise Änderungen der Zahl x entsprechen, so daß, wenn beide Haltepunkte A_3 und A_2 als Folge von allotropen Umwandlungen aufgefaßt werden (Anschauung 1 nach Osmond) ein x, t-Bild wie in Fig. 5 erhalten wird, das die Gleichgewichte im Eisen in Abhängigkeit von der Temperatur darstellt.

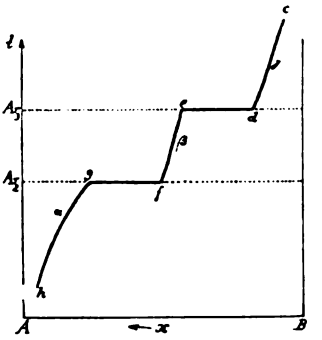


Fig. 5.

Während des Verlaufes c d würde das Eisen einphasig sein. Bei der Temperatur Ar_3 tritt zur Phase d die neue Phase e hinzu. Beide sind im Gleichgewicht, bis bei weiterer Wärmeentziehung Phase d verschwindet und das Metall über e f wieder einphasig ist. Bei Ar_2 wäre der Vorgang analog. Die beiden Phasen f und g treten ins Gleichgewicht. Die erstere verschwindet bei unveränderter Temperatur, wenn dem System Wärme entzogen wird. Unterhalb Ar_2 ist das Eisen wieder einphasig.

*) In der Fig. 5 ist angenommen, daß x mit steigender Temperatur abnimmt, daß also der Aufbau des Moleküls mit steigenden Wärmegraden immer einfacher wird.

Übrigens ist auch noch der Fall denkbar, daß die Zahl der Atome n unverändert bleibt und bei bestimmten Temperaturen nur eine andere Lagerung der Atome im Molekül eintritt. Schließlich können auch noch an Stelle der Atome gröbere Teilchen des Stoffes in Betracht kommen, wie z. B. die sogenannten „Kristallmoleküle", die sich innerhalb eines „Raumgitters" einlagern. Wie wir uns dies vorzustellen hätten, bleibt natürlich offen.

Digitized by Google

Wenn auch zwischen c und d, e und f, g und h das Metall einphasig ist, so ändert es doch wegen der Änderung von x sein inneres Gleichgewicht und damit auch seine Eigenschaften, aber nicht sprungweise, sondern ununterbrochen. Die einzelnen Zweige c d, e f, g h entsprechen den verschiedenen Allotropien γ, β und α. Innerhalb der Beständigkeitsbereiche sind diese allotropischen Formen aber nichts Unwandelbares.

Die magnetische Umwandlung ließe sich beispielsweise dadurch veranschaulichen, daß die Moleküle mit den höheren Werten von n größere magnetische Permeabilität haben als die mit kleineren Atomzahlen n. Die Permeabilität des Eisens müßte

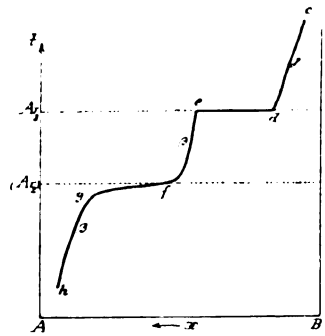


Fig. 6.

dann von einem bestimmten Werte x an mit wachsendem x, im Falle der Fig. 5 also bei Annäherung der Linie c d e f g h an die Ordinatenachse steigen.

Bei f würde eine plötzliche Steigerung der Permeabilität einsetzen bis zu dem dem Punkte g entsprechenden Werte. Die Steigerung würde sich aber noch über g hinaus auf dem Wege g h fortsetzen. Rechts von f müßte sich die Permeabilität dem Werte 1 nähern.

An Stelle der Fig. 5 können wir uns aber auch einen Verlauf der x, t-Linie nach Fig. 6 vorstellen. Hier ist nur noch bei A_3 allotropische Änderung angenommen, die wieder wie früher dem Gleichgewichte zwischen den beiden Phasen c und d entspricht. Bei A_2 dagegen bleibt das Metall einphasig. Bei f tritt nur eine sehr rasche Steigerung der Werte x bis zum Punkte g ein, und diese Steigerung setzt sich bis h in geringerem Maße fort. Der Verlauf der Linie fgh würde unter Beibehaltung der oben gemachten Voraussetzung über das Steigen der Permeabilität mit x dem Verlauf

Digitized by Google

der Linien für die Stärke der Magnetisierung in Abhängigkeit von der Temperatur entsprechen, wie er von P. Curie festgestellt wurde. (Ann. chim. phys. [7] **5**, 289; 1895.) Die Fig. 6 würde wohl der Anschauung H. Le Chateliers gerecht werden.

Der wesentliche Unterschied zwischen den beiden Fig. 5 und 6 ist der, daß nach Fig. 5 während der Abkühlung bei Ar_2 eine neue Phase auftritt, während dies nach Fig. 6 nicht der Fall ist. Der Schwerpunkt für die Entscheidung, welcher der beiden Auffassungen der Vorzug zu geben ist, liegt also darin, ob es möglich ist, bei Ar_2 das Auftreten einer neuen Phase nachzuweisen.

Kroll (28) glaubt diesen Nachweis erbracht zu haben; indessen erscheint mir die Beweisführung nicht ganz überzeugend.

Die beiden Fälle Fig. 5 und 6 können unter Umständen so ähnlich werden, daß die Entscheidung durch den Versuch wohl schwer oder überhaupt nicht möglich sein wird. Die Entscheidung ist dann aber auch von geringem Belang, denn der Verlauf der Linien f g h führt in beiden Abbildungen zu demselben Schluß, daß die Eigenschaften des Metalls bei Abkühlung unter Ar_2 eine schnell einsetzende wesentliche Änderung erfahren. Auch nach Fig. 6 würde infolge des sich schnell ändernden inneren Gleichgewichtes bei Ar_2 eine Wärmetönung bemerkbar sein müssen. Diese würde etwas weniger schroff einsetzen als im Falle der Fig. 5.

Der Verlauf der Vorgänge in Fig. 6 würde wohl auch den Anschauungen Grenets (23) entsprechen, soweit die Vorgänge bei A_2 in Betracht kommen.

Es entsteht nun die Frage, mit welcher Geschwindigkeit sich die in den Fig. 5 und 6 vorausgesetzten Gleichgewichte einstellen. Ist diese Geschwindigkeit sehr groß, so wird es unmöglich sein, das Gleichgewicht durch sehr schroffe Abschreckung zu stören; der Verlauf der Linien c d e f g h würde dann sowohl für langsame Abkühlung wie auch für schnelle Abschreckung im wesentlichen gleich sein müssen. Daß sich das Gleichgewicht in reinem Eisen sehr schnell einstellen muß, dafür spricht der Verlauf der Linien für die Stärke der Magnetisierung in Abhängigkeit von der Temperatur nach P. Curie, der nach diesem Forscher durch die Schnelligkeit der Abkühlung nicht wesentlich beeinflußt wird.

Wie ändern sich nun die Verhältnisse, wenn zum Eisen noch Kohlenstoff hinzutritt? An Stelle der Phase Gamma-Eisen erhalten wir jetzt Mischkristalle von Gamma-Eisen und Kohlenstoff,

Digitized by Google

bzw. Karbid. Die Linie c d läßt sich nicht mehr in einer Ebene darstellen, wie in den Fig. 5 und 6. Wir beziehen die Menge c_0 an Karbid, die mit dem Eisen legiert ist, auf ein Gewichtsteil Eisen und denken uns die Werte c_0 senkrecht zu der Ebene der Fig. 5 und 6 in einer Ebene B C t nach hinten aufgetragen, wie in Fig. 7. Für reines Fe_3C würde dann der Wert von c_0 unendlich groß sein. Wir erhalten so eine körperliche Darstellung, in der auf der Ebene B C t das übliche c, t-Bild der Eisenkohlenstoff-Legierungen G S L P K als Projektion eines räumlichen Bildes erscheint. Da das

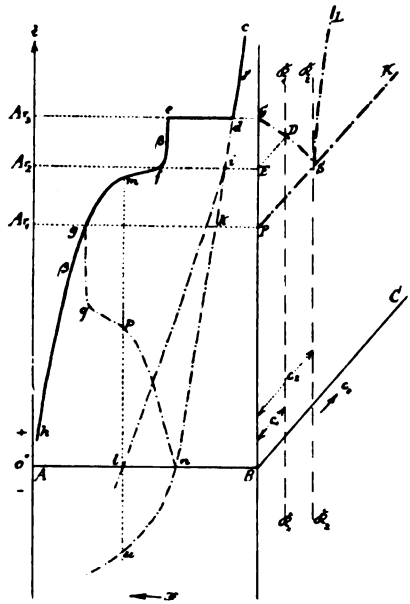


Fig. 7.

Gamma-Eisen Kohlenstoff in fester Lösung zu halten vermag, so ist die Linie c d die Spur einer Gamma-Fläche in der Ebene A B t. Diese Gamma-Fläche braucht nicht senkrecht zur Fläche A B t zu liegen, da das innere Gleichgewicht des Gamma-Eisens durch die Gegenwart des gelösten Karbides beeinflußt werden kann. Im Interesse der einfacheren zeichnerischen Darstellung, habe ich aber die Annahme gemacht, daß die Flächen γ und A B t senkrecht aufeinander stehen.

Es tritt nun in den kohlenstoffhaltigen Legierungen die bekannte Erniedrigung der Umwandlungstemperatur Ar_3 ein. Die durch die Kennlinie $\mathfrak{K}_1$ angedeutete Legierung wird z. B. ihre

Digitized by Google

Umwandlung bei der der Wagrechten i f entsprechenden Temperatur erleiden. Die eutektische Legierung $\mathfrak{R}_2$ erfährt die Umwandlung bei k g. Wird vorausgesetzt, daß das Beta-Eisen keine stabile feste Lösung mit dem Karbid zu bilden vermag, so liegt die Linie e f g h in Fig. 7 in der Ebene A B t, während die Punkte der Linie c d und ihre Fortsetzung d k um so weiter hinter der A B t-Ebene liegen, je größer der Karbidgehalt der Gamma-Mischkristalle ist. An dem Verlauf der Linie e f g h wird aber durch die Gegenwart des Karbids in der Legierung nichts geändert.

Nach Osmonds Theorie sind die Umwandlungen im kohlenstoffarmen Eisen auch durch schroffe Abschreckung nicht zu unterdrücken; dagegen ist dies möglich bei Gegenwart genügender Mengen fremder Stoffe im Eisen, z. B. Kohlenstoff (oder auch Mangan, Nickel usw.). Man kann sich vorstellen, daß durch diese Stoffe der Einstellung des Gleichgewichtes im Eisen ein Widerstand entgegengesetzt wird, so daß bei genügend schneller Abkühlung die Umwandlungen ganz oder teilweise unterdrückt werden können. So könnte beispielsweise die Legierung $\mathfrak{R}_1$ durch Abschreckung in Form von metastabilen Mischkristallen erhalten werden, deren Zustand durch den Punkt l der Linie c d i l angedeutet wird, deren Projektion auf die A B t-Ebene in Fig. 7 gezeichnet ist. Die Linie selbst liegt in einer zur A B t-Ebene parallelen zweiten Ebene, die von ersterer den Abstand c_1 hat. Das in der festen Lösung befindliche Eisen, soweit es nicht an Kohlenstoff zu Karbid gebunden ist, könnte, entsprechend der Lage des Punktes l links von f bereits hohe Werte von x angenommen und somit dieselbe Permeabilität erreicht haben, die der langsam bis zum Punkte m abgekühlten Legierung zukommt. Dieser Zustand würde dann etwa dem Martensit entsprechen*).

Gelänge es, die Abschreckung noch schroffer durchzuführen, so könnte man beispielsweise den äußersten Grenzfall erreichen, der durch den Punkt n der Projektion der Linie i k n in die A B t-Ebene dargestellt wird. Da der Wert von x für den Punkt n kleiner ist als für den Punkt f, so erhalten wir die Legierung in einem

*) Es ist hier zunächst der Einfachheit halber davon abgesehen, daß auch das Karbid ähnliche Änderungen seines inneren Gleichgewichtes durchmachen könnte wie das Eisen. Ferner ist auch noch mit der Möglichkeit zu rechnen, daß ein Gleichgewicht $C_n \rightleftarrows {}_nC$ hinzutritt. Dadurch könnte die Sachlage sehr verwickelt werden.

Digitized by Google

Zustande sehr geringer Permeabilität (nahezu gleich 1). Dieser Zustand würde vielleicht dem äußersten Grenzfalle des Austenits entsprechen können, wobei offen gelassen ist, ob dieser Grenzfall praktisch überhaupt je erzielbar ist.

Was würde nun geschehen, wenn dieser dem Punkte n entsprechende ideale Austenit durch allmähliches Erwärmen auf höhere Temperaturen angelassen wird? Das nicht an Kohlenstoff zu Karbid gebundene Eisen wird dann sein inneres Gleichgewicht etwa nach einer Linie n p q g ändern. Der erste Grad des Anlassens würde dann den Wert von x so weit vergrößern, daß er den Betrag von x im Punkte f übersteigt. Die magnetische Permeabilität würde somit rasch wachsen. Das Ergebnis würde Martensit sein, der beispielsweise durch den Punkt p dargestellt werden soll. Bei weiterem Anlassen würde dann der Vorgang längs der Linie p q g weitergehen und so die Bildung von Troostit, Osmondit und schließlich von Sorbit bewirken. Dem Osmondit könnte dann vielleicht ein Wendepunkt in der Linie n p q g zukommen.

Bisher hatten wir nur das Eisen in Betracht gezogen, unabhängig davon, ob es mit dem Karbid Mischkristalle bildet oder frei ausgeschieden ist. Mehr Aufschluß erhalten wir, wenn wir die Verhältnisse außerdem noch in der Projektion auf die Grundrißebene A B C betrachten (Fig. 8). Da der Punkt n einer festen Lösung entspricht, so liegt die Projektion von n bei (n) in der Ebene A B C. Beim Anlassen wird in der metastabilen festen Lösung das Bestreben vorhanden sein, sich so weit als möglich dem stabilen Zustande zu nähern, der einem Gemisch von Eisen und Zementit entspricht. Die natürlichste Annahme ist hierbei, daß diese Annäherung allmählich mit steigender Anlaßtemperatur weiterschreitet. Dies würde in Fig. 8 durch die Teilung in zwei Linienzüge (n r) und (n g) angedeutet. Dem in Fig. 7 durch den Punkt p veranschaulichten martensitischen Zustande würden dann in Fig. 8 die beiden Phasenpunkte (p) und (s) entsprechen, d. h. der Martensit würde in dem betreffenden Anlaßgrade aus kohlenstoffärmeren Mischkristallen (p) mit c_p Teilen Karbid auf 1 Teil Eisen und aus kohlenstoffreicheren Mischkristallen (s) mit c_s Teilen Karbid auf 1 Teil Eisen bestehen, die miteinander ein je nach Umständen mehr oder weniger inniges Gemenge bilden. Der Martensit würde sonach nicht ein Metaral, sondern ein Aggregat sein. Damit stimmen auch meine bisherigen Beobachtungen überein, nach

Digitized by Google

denen der Martensit sich in vielen Fällen als ein deutliches Gemenge aus zwei verschiedenen Bestandteilen kennzeichnete. (Vergl. Nr. 3 der Liste und außerdem E. Heyn: Labile und metastabile Gleichgewichte. Elektrochem. **10**, 491; 1904.)

In der Regel wird nun während der Abschreckung der dem idealen Austenit entsprechende Punkt n nicht erreicht, da bereits während der Abschreckung Anlaßwirkung eintritt. Man wird deswegen durch das Abschrecken unmittelbar zu einem auf der Linie n p q g liegenden Punkte gelangen, der sich um so mehr g nähert, je weniger schroff die Abschreckung war und je schneller sich das innere Gleichgewicht des Eisens in der Legierung einstellt.

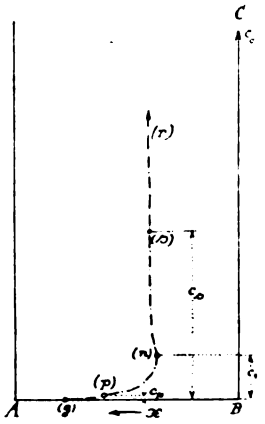


Fig. 8.

Gelingt es bei der Abschreckung, sich dem idealen austenitischen Punkte n zu nähern, so muß übrigens starke Abkühlung unterhalb Zimmerwärme ähnliche Wirkung herbeiführen wie Anlassen auf höhere Temperaturen. Durch letzteren Vorgang könnte z. B. längs der Linie n p der dem Punkte p zukommende Wert von x erreicht werden, zu dem man aber auch durch die Abkühlung längs der Linie n u in Fig. 7 gelangt.

Das Obige macht durchaus nicht den Anspruch, eine Theorie der Stahlhärtung zu sein; es soll nur eine flüchtige Skizze darstellen, die vielleicht Anregung zu anderen Gedankengängen gibt; es ist deswegen auch kein Wert darauf gelegt worden, die Annahmen so zu wählen, daß sämtliche beobachteten Erscheinungen umfaßt werden.

Digitized by Google

b) Statt die durch die Fig. 5 und 6 dargestellten Vorgänge als Folge der Änderung der Anzahl oder der Anordnung der Atome im Molekül aufzufassen, kann man sie auch auf Änderungen der kinetischen Energie der Moleküle infolge Änderung der Temperatur zurückführen. Solche Änderungen kann z. B. die Energie der schwingenden Bewegungen des Moleküls, oder die Schwingungsenergie innerhalb verschiedener durch den Schwingungsmittelpunkt gelegter Ebenen usw. erfahren. Hierher gehört die Weiß'sche Theorie der magnetischen Umwandlung.

Wie sich die Verhältnisse bei Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, namentlich bei ihrer Abschreckung und beim darauffolgenden Anlassen mit Hilfe der Weißschen Theorie erläutern lassen, muß die Zukunft zeigen.

Manche von Hilpert und seinen Mitarbeitern (33—35) gemachten Beobachtungen scheinen darauf hinzuweisen, daß die von Hilpert vertretene Annahme fruchtbar werden kann, wonach auch das Gamma-Eisen bei einer Temperatur A' unterhalb seiner Beständigkeitsgrenze eine magnetische Umwandlung im Sinne der Weißschen Theorie durchmachen kann, falls es gelingt, die Umwandlung des Gamma-Eisens in Beta-Eisen durch geeignete Mittel, z. B. schroffe Abschreckung oder Zusatz besonderer Legierungsstoffe, wie Mangan, Nickel usw. während der Abkühlung zu verhindern. Darnach würde die magnetische Permeabilität des Martensits nicht durch gebildetes Alpha-Eisen, sondern durch das bei A' magnetisch gewordene metastabile Gamma-Eisen bedingt sein.

c) Schließlich ist auch noch damit zu rechnen, daß die atomistische Vorstellung nach a) und die rein kinetische nach b) in ihrer Verknüpfung zu einer brauchbaren Theorie der Härtungserscheinungen führen können.

d) Wir können übrigens unabhängig von Hypothesen über Atomistik und kinetische Energieformen zu ähnlichen schaubildlichen Darstellungen wie in Fig. 5 und 6 gelangen, wenn wir die Gesamtenergie des Systems in Abhängigkeit von der Temperatur aufzeichnen.

Nach dem ersten Hauptsatz der Thermodynamik ist $U = Q - A$, d. h. die Zunahme U der Gesamtenergie eines Systems ist gleich der aufgenommenen Wärmemenge Q vermindert um die nach außen abgegebene Arbeit A. Da bei Atmosphärendruck und bei Übergängen innerhalb des flüssigen und festen Aggregatzustandes die

Digitized by Google

nach außen geleistete Arbeit im Verhältnis zu Q in der Regel sehr klein ist, so können wir für unsere Zwecke mit genügender Annäherung U = Q setzen. Wir wählen deshalb als Abszisse die Wärmemenge Q, die erforderlich ist, um ein Gramm des Systems von O C⁰ auf die Temperatur t (die als Ordinate verwendet wird) zu erwärmen, oder, was dasselbe ist, die von dem auf t C⁰ erhitzten System bei Abkühlung auf O⁰ abgegeben wird. Die so erhaltenen Q,t-Linien haben dieselbe Gestalt, wie die Fig 5 und 6, und die an diese geknüpften Überlegungen in Fig. 7 und 8 lassen sich ohne weiteres auf sie übertragen. Zu beachten ist, daß die Abszissen Q von links nach rechts wachsen, während die Abszissen x in den x, t-Linien nach rechts hin abnahmen.

Schon Pionchon (C. R. **102**, 1454; 1886) stellte Messungen über die Beziehungen zwischen Q und t bei kohlenstoffarmen Eisensorten an. Seine Beobachtungen gaben Osmond den Anstoß zu seiner Allotropentheorie. Pionchons Messungen sind neuerdings durch Oberhoffer ergänzt worden. Über die spezifische Wärme des Eisens, Met. **4**, 427, 448, 486; 1907.) Zeichnet man nach diesen Beobachtungswerten die Q, t-Linie auf, so ergibt sich für das Eisen ein Verlauf, der nahezu mit dem der Fig. 6 übereinstimmt.

Ich bin auf die Möglichkeiten für Ansätze zu Theorien über die Härtungsvorgänge etwas ausführlicher eingegangen, weil es unter Umständen fruchtbar wirkt, wenn auf die Lücken der derzeitigen Forschung und auf ihre zukünftigen Ziele hingewiesen wird. Die Fortschritte der Metallographie werden hierdurch in keiner Weise verkleinert, denn das vorhandene unumstößliche, durch Versuche erhärtete Tatsachenmaterial, das unabhängig von der jeweils herrschenden Theorie ist, hat unseren Blick wesentlich geschärft, und eine Reihe von Erscheinungen, wie sie in der Paxis des Metallurgen und Technologen auftreten, geklärt. Strittig sind nur die Anschauungen über die tieferen Ursachen der einzelnen experimentell festgestellten Vorgänge. Dies ist auch kein Wunder, da wir uns bei der Frage nach diesen tieferen Ursachen der Grenze der menschlichen Forschung nähern, an der wir an Stelle der Erkenntnis mehr oder weniger geschickte, für unsere Sinne faßbare bildliche Vorstellungen, die Hypothesen, setzen müssen.

Aus dem Gesagten wird man wohl das Verhalten des Berichterstatters innerhalb des Ausschusses 53 für Nomenklatur der Gefügebestandteile der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen erklärlich

Digitized by Google

finden, wo man den Versuch machte, den Wert der verschiedenen Theorien über das Wesen des Martensits usw. durch die Zahl der auf sie entfallenen Stimmen der Ausschußmitglieder abzuschätzen. Ich habe mich hierbei grundsätzlich der Abstimmung enthalten. Einmal, weil gerade jetzt der Versuch zu einer der Mehrzahl der Metallographen annehmbaren Theorie über die Erscheinungen der Allotropie und über die Härtungsvorgänge zu gelangen, aussichtslos ist, da alles mehr wie früher in der Schwebe ist und sodann auch, weil ich überhaupt die Zahl der Stimmen nicht für ein geeignetes Mittel der Forschung zu halten vermag. Gründe haben in der Wissenschaft Gewicht unabhängig von der Zahl derer, die sie beibringen.

Das größte Schmerzenskind der metallographischen Forschung ist bisher immer noch die Frage nach der Ursache der größeren Härte des Martensits gegenüber der des Austenits gewesen. Man könnte ja analog der Anschauung Osmonds annehmen, daß zwischen zwei Grenzwerten der Zahl x (durchschnittliche Atomzahl) oder Q (Wärmeinhalt) das Eisen für sich allein oder in fester Lösung mit dem Karbid den Höchstbetrag der Härte annimmt. Man kann andererseits die größere Härte des Martensits damit zu begründen suchen, daß sich die Legierung infolge der beginnenden Spaltung nach den Linien (n g) und (n r) in Fig. 8 und der damit angestrebten Volumvergrößerung, der nur teilweise nachgegeben werden kann, in einem Zustande starker Eigenspannungen befindet, die Kaltrecken und damit Härtesteigerung bedingt. Schließlich können auch noch beide Erklärungsversuche kombiniert werden. Irgend etwas Greifbares, was uns hier den Weg zeigen könnte, ist nicht vorhanden.

Vielleicht geben weitere Versuche im Sinne der von Rosenhain und Humfrey (29) über das Formänderungsvermögen des Eisens bei hohen Wärmegraden durchgeführten weitere Aufschlüsse. Nach ihren Ergebnissen scheint beim Übergangspunkt Ac_2 bei der Erwärmung eine plötzliche Zunahme des Widerstandes gegen bleibende Formänderung einzutreten.

Ruff und Gersten (11) glauben in der Frage weiter gekommen zu sein. Sie stellten sich Fe_3C her und bestimmten von dem Präparat eine Reihe von Eigenschaften, darunter auch die Härte, die sie zu 3·2 bis 3·3 nach der Mohsschen Skala, also etwa gleich der Härte des Kalzites angeben. Aus dieser geringen Härte schließen sie, daß es nicht die Härte des Karbides selbst

Digitized by Google

sein könne, welche die Härte des rasch abgekühlten Stahles bedinge, sondern diejenige der festen Lösung des Karbides im Gamma-Eisen. Man wird wohl in den Kreisen der Metallographen etwas überrascht sein über die obige Angabe für die Härte des Karbides, das man als den härtesten aller Gefügebestandteile der Eisenlegierungen erkannt hat und das nun mit dem Messer leicht ritzbar sein soll.

Von Bedeutung ist aber die Feststellung von Ruff und Gersten, wonach das Karbid Fe_3C eine endotherme Verbindung ist; es würde damit eine längst gehegte Vermutung bestätigt.

Heyn und Bauers früherer Hinweis darauf, daß der durch Anlassen abgeschreckten Stahles bei etwa 400° C erhältliche osmonditische Zustand eine natürliche Grenze zwischen den Anlaßstufen Troostit und Sorbit bilde, und die Feststellung, daß diese Grenze sich durch plötzliche Änderung einer ganzen Reihe von Eigenschaften bemerkbar macht (Mitt. K. M. A. 1906, S. 29 und Ir. and St. 1909, I, S. 109), hat durch mancherlei Versuchsergebnisse von anderer Seite weitere Stütze erfahren. So fanden z. B. Jung (30) und Hanemann (31), daß abgeschreckte hochkohlenstoffhaltige Stähle durch Anlassen auf 350° C einen Höchstwert der Zugfestigkeit erlangen. Ferner ergibt sich aus den Untersuchungen Grards (32), daß abgeschreckte mittelharte und harte Stähle (60—70 kg/qmm Zugfestigkeit im geschmiedeten Zustande) beim Anlassen auf etwa 400° C (also bei der Osmonditgrenze) einen Richtungswechsel und einen beschleunigten Anstieg in den Schaulinien für Bruchdehnung und Kerbzähigkeit in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur zeigen.

Besonderes Interesse beansprucht eine Veröffentlichung von Brant (36), die über die Veränderung des elektrischen Leitwiderstandes und der thermoelektromotorischen Kraft einer Anzahl gehärteter Stähle berichtet, welche 1885 von Barus einige Tage nach der Abschreckung auf dieselben Eigenschaften hin untersucht worden waren. Es wurde z. B. ermittelt, daß sich der ursprüngliche Leitwiderstand im Laufe der Jahre um 20% vermindert hat, daß also im Verlaufe längerer Zeitabschnitte Anlaßwirkung eintritt.

23. Grenet. Ir. and St. 1911, II, S. 13. Die Umwandlungen des Stahles innerhalb der bei der Wärmebehandlung in Betracht kommenden Temperaturgrenzen.

24. A. Smits. Z. phys. Ch. **76**, 421; 1911. Eine neue Theorie der Erscheinung der Allotropie.

Digitized by Google

25. A. Smits und de Leeuw. Z. phys. Ch. **77**, 367; 1911. Experimentelle Bestätigungen der neuen Theorie der Erscheinungen der Allotropie. II.
26. A. Smits und de Leeuw. Z. phys. Ch. **77**, 269; 1911. Homogene Allotropie in einem pseudobinären System (das unäre trimolekulare, pseudoternäre System Acet-, Par- und Metaldehyde).
27. A. Smits. Elektroch. **18**, 51; 1912. Über das System Eisen-Kohlenstoff.
28. Kroll. Ir. and St. 1910, I, 304. Die Kristallographie des Systems Eisen-Kohlenstoff.
29. Rosenhain und Humfrey. Proc. Roy. Soc. A, **83**, 200; 1909. Über die kristallinische Struktur des Eisens bei hohen Temperaturen.
30. Jung. Metallogr. **1**, 209; 1911. Studie über die Einwirkung thermischer Behandlung auf die Festigkeitseigenschaften und die Mikrostruktur hypereutektoider Stähle.
31. Hanemann. St. und E. **31**, 1365; 1911. Über die Wärmebehandlung der Stähle.
32. Grard. Rev. Mét. **8**, 241 und 270; 1911. Untersuchungen über die Härte und die Sprödigkeit der Stähle.
33. S. Hilpert. Elektroch. **16**, 390; 1910. Über die magnetischen Eigenschaften der Modifikationen des Eisens.
34. Colver-Glauert und S. Hilpert. Ir. and St. 1911, I, 375. Die magnetischen Eigenschaften einiger Nickelstähle und einige Bemerkungen über das Gefüge des meteorischen Eisens.
35. Hilpert und Colver-Glauert. Elektroch. **17**, 750; 1911. Über die magnetischen Eigenschaften von Nickelstählen.
36. Brant. Phys. Rev. **29**, 485.
37. C. A. Edwards. Ir. and St. 1910, II, 147. Theorie der Härtung der Kohlenstoffstähle.
38. Benedicks. Zeitschr. für Chemie und Industrie der Kolloide. **1910**, S. 290. Feste kolloide Systeme in der Metallographie.
39. McCance. Proc. Mech. Eng. Dez. 1910. Engng. **90**, 853 und 905; **1910**. St. und E. **31**, 157; 1911. Der Aufbau des Troostits und das Anlassen des Stahles.
40. Guillet und Portevin. Rev. Mét. **6**, 102; 1909. Bemerkungen über die Anlaßfarben.
41. Arnold. Metallogr. **1**, 192; 1911. Über eine vierte Wärmetönung im Stahl.

C. Schmiedbares Eisen. Einfluß der Vorbehandlung.

a) Auf das Gefüge.

Durch eine Reihe von sehr interessanten Untersuchungen hat Belajew (42—44) Aufklärungen über das Gefüge gebracht, das bei sehr langsamer Abkühlung geschmolzenen Flußeisens erhalten wird, und das an die bekannten Widmanstättenschen Figuren in Meteoriten erinnert. Im Zusammenhang damit behandelt er auch das Gefüge des Damaststahles.

42 Belajew. Doktorarbeit, Petersburg, 1909. Über die Kristallisation und das Gefüge langsam abgekühlten Flußeisens.

Digitized by Google

43. Belajew. Met. **8**, 449 und 699; 1911. Über Damast. Damast, seine Struktur und Eigenschaften.
44. Belajew. Rev. Mét. **7**, 510; 1910. Über die künstliche Erzeugung der Widmanstättenschen Figuren im Kohlenstoffstahl.
45. Benedicks. Met. **6**, 567; 1909. Über eine neue Ausbildungsform für Perlit.
46. Oknof. Met. **8**, 138; 1911. Zur Frage über den inneren Aufbau des perlitischen Stahles. Ebenda, **8**, 539; 1911. Über den inneren Aufbau des Martensits und Perlits.
47. Wark. Met. **8**, 731; 1911. Über die Polyederstruktur in Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.
48. Ziegler. Rev. Mét. **8**, 655; 1911. Über die Kristallisation des Alpha-Eisens.
49. Howe. Met. Chem. Eng. **9**, 79; 1911. Kernwirkung und Kornwachstum. Am. Soc. Test. **11**, 262; 1911. Lebensgeschichte des Netzwerkes und der Ferritkörner im Kohlenstoffstahl.
50. Howe. Metallogr. **2**, 13; 1911. Die Lebensgeschichte der Zellen und Körner im Stahl.
51. Joisten. Met. **7**, 456; 1910. Einfluß der thermischen Behandlung auf die Korngröße des Eisens.
52. Baykoff. Rev. Mét. **6**, 829; 1909. Über das Gefüge der Stähle bei hohen Temperaturen.

b) Auf die sonstigen Eigenschaften.

53. Howe, Campbell, Sauveur, Stoughton. Am. Soc. Test. 1911. Iron Trade Rev. **49**, 37. Bericht über die geeignetste Art des Glühens von gewalzten und geschmiedeten Flußeisen-Werkstücken.
54. Ausschuß für Wärmebehandlung von Eisen und Stahl. Am. Soc. Test. **9**, 214; 1909.
55. W. Campbell. Am. Soc. Test. **9**, 370; 1909. Bemerkungen über das Glühen von Flußeisen mit mittlerem Kohlenstoffgehalt.
56. W. Campbell. Am. Soc. Test. **10**, 193; 1910. Weitere Bemerkungen über das Glühen von Flußeisen.
57. Mc William und Barnes. Ir. and St. 1909, I, S. 348. Untersuchungen über die Wärmebehandlung von Bessemer-Flußeisen.
58. Guillet Rev. Mét. **7**, 489; 1910. Wärmebehandlung der Sonderstähle.
59. Heyn und Bauer. Mitt. K. M. A. 1909, Heft. 1 und St. und E. **29**, 632; 1909. Durch zu hohe Schmiedehitze verdorbenes Nickel-Flußeisen.
60. Kürth. Z. d. Ing. **53**, 3, 85, 209; 1909. Untersuchungen über den Einfluß der Wärme auf die Härte der Metalle.
61. Robin. Rev. Mét. **6**, 162; 1909. Die Härte des Flußeisens bei niederen Temperaturen.
62. Grenet. Rev. Mét. **6**, 1054; 1909. Verlauf der Linie der Härte eines Flußeisens in Abhängigkeit von der Glühtemperatur nach dem Abschrecken oder Kaltrecken.
63. Stromeyer. Ir. and St. 1909, I, 404. Das Altern kohlenstoffarmen Flußeisens und der Einfluß des Stickstoffes.
64. Martens Berlin, Sitzb. 1910, S. 209. Zustandsänderungen der Metalle infolge von Festigkeitsbeanspruchungen.

Digitized by Google

65. Meißner. St. und E. **30**, 287; 1910. Untersuchung von Walzmaterial in den verschiedenen Verarbeitungsstufen.
66. Watertown Arsenal. Rep. Tests 1909. Einfluß des Walzens auf die Festigkeit.
67. Howard. Am. Soc. Test. **9**, 319; 1909. Mitteilungen über die Prüfung von Blöcken und daraus gewalzten Formeisensorten im Watertown Arsenal.
68. Carpenter. Am. Soc. Test. **10**, 259; 1910. Prüfung eines Bleches aus Bauwerks-Flußeisen, das durch Kurzschluß teilweise geschmolzen war.
69. Carnevali. Ir. and St. 1911, II, 188. Autogenes Schweißen von Metallen.

D. Glühfrischen und Zementieren.

Über die bereits von Forquignon (Ann. chim. phys. [5], 23) angeschnittene Frage, ob die Temperkohle im Eisen durch trockenen Wasserstoff oder Stickstoff als Kohlenwasserstoff oder Cyan verflüchtigt werden kann, hat sich eine lebhafte Erörterung bis in die Berichtsperiode hinein erstreckt. Während Wüst, Geiger und Sudhoff (70 und 72) die Beobachtung Forquignons bestreiten, glaubt sie Charpy (71) durch seine Untersuchungen stützen zu können.

Ebenso ist die Frage umstritten, ob die Entfernung des Kohlenstoffes beim Glühfrischen nur möglich ist, wenn die Kohle vorher als Temperkohle ausgeschieden worden ist (Wüst), oder ob auch der Kohlenstoff des Zementits unmittelbar oxydiert werden kann, welche Auffassung vertreten wird durch Hatfield und Giolitti.

An der Aufklärung des Vorganges der Zementation haben Giolitti und seine Mitarbeiter Carnevali, Tavanti, Astorri, Scavia hervorragenden Anteil. Sie haben ihre Beobachtungen in einer großen Reihe von Veröffentlichungen (77—92) niedergelegt. Durch diese ebenso wie von Weyl (93), Charpy und Bonnerot (94), Guillet und Griffith (95) ist festgestellt worden, daß die Kohlung im wesentlichen durch kohlenstoffhaltige Gase bewirkt wird, und daß reiner Kohlenstoff bei Ausschluß von Gasen (Luft, Stickstoff usw.) nur bei inniger Berührung mit dem Eisen eine, wenn auch nur langsame Kohlung herbeizuführen vermag.

70. Wüst und Geiger. St. und E. 1905, S. 1134. Beitrag zur Kenntnis der beiden Kohlenstofformen im Eisen: „Temperkohle“ und „Graphit“.
71. Charpy. C. R. 1907. 9. Dez. Über die Identität von Graphit und Temperkohle im Gußeisen.
72. Wüst und Sudhoff. Met. **7**, 261; 1910. Über die Einwirkung von Wasserstoff und Stickstoff auf temperkohlehaltiges Eisen bei verschiedenen Temperaturen.

Digitized by Google

73. Carnevali. Rass. min. **32**, 179; 1910. Beitrag zum Studium des Temperstahles.
74. Gallo. Rass. min. **32**, 71; 1910. Beitrag zum Studium des Temperstahles.
75. Hatfield. Ir. and St. 1909, I, 242. Physikalisch-chemische Vorgänge bei der Entkohlung von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.
76. H. Becker. Met. 7, 41; 1910. Über das Glühfrischen mit gasförmigen Oxydationsmitteln.
77. Giolitti. Gazz. chim. **38**, Nr. 2; 1908. Untersuchungen über die Erzeugung von Zementstahl.
78. Giolitti. Gazz. chim. 38, Nr. 2; 1908 Desgl. Teil II.
79. Giolitti und Tavanti. Gazz. chim. **39**, Nr. 2, 1909. Desgl. Teil III.
80. Giolitti und Astorri. Gazz. chim. **40**, Nr. 1; 1910. Desgl. Teil IV.
81. Giolitti und Carnevali. Ac. Torino. **45**, 1910. Febr. Desgl. Teil V.
82. Giolitti und Tavanti. Ebenda. **45**, Febr. 1910. Desgl. Teil VI.
83 Giolitti und Carnevali. Rendic. Roma. **6**, Nr. 17; 1908. Über die untere Grenze des Temperaturbereiches, innerhalb dessen die Zementation vor sich gehen kann.
84. Giolitti. Ebenda. Über das Abblättern der einsatzgehärteten Schicht und die Mittel, es zu verhindern.
85. Giolitti und Carnevali. Ac. Torino. **46**, 1911. Über das Zementieren von Nickelstahl.
86. Giolitti und Carnevali. Ebenda. Über das Zementieren von Chromstahl.
87. Giolitti und Tavanti. Rass. min. **34**, Nr. 18; 1911. Über das Zementieren von Nickelstahl.
88. Giolitti. Ir. and St. 1911, II, 307. Neue fabrikatorische Verfahren für das Zementieren.
89. Giolitti und Carnevali. Ir. and St. 1911, II, 331. Über das Zementieren mit verdichteten Gasen.
90. Giolitti und Scavia. Met. It. Aug. 1911. Über die Verwendung von wagrechten Muffelöfen zum Zementieren des Stahles mit gemischten Einsatzmitteln.
91. Giolitti und Scavia. Ebenda. Sept. 1911. Über die Bildung von Zementit.
92. Giolitti. Rass. min. Sept. 1911. Über den augenblicklichen Stand unserer Kenntnis vom Vorgang des Stahlzementierens.
93. Weyl. Met. **7**, 440; 1910. Über Zementation im luftleeren Raum mittels reinen Kohlenstoffes.
94. Charpy und Bonnerot. C. R. **150**, 173; 1910. Über die Zementierung von Eisen durch festen Kohlenstoff.
95. Guillet und Griffith. Rev. Mét. **6**, 1013; 1909. Über die Zementierung durch Kohlenstoff.
96. Grenet. C. R. **150**, 921; 1910. Über die Zementierung der Siliziumstähle.
97. Grayson. Ir. and St. 1910, I, 287. Einige neuere Untersuchungen über das Zementieren.
98. Guillet. Rev. Mét. **7**, 498; 1910. Einige theoretische und praktische Beobachtungen über das Zementieren.
99. Guillet. Ebenda. **7**, 501; 1910. Wärmebehandlung der zementierten Erzeugnisse.

Digitized by Google

100. Kirner. Met. 8, 72; 1911. Über einige bemerkenswerte Beobachtungen beim Einsatzhärten von Stahl, im besonderen hinsichtlich der Wirkung des Stickstoffes.
101. Portevin. Rev. Mét. 7, 859; 1910. Über die Zementation mit Gasen.
102. Portevin und Berjot. Rev. Mét. 7, 61; 1910. Versuche über die Härte abgeschreckter Stähle.

E. Roheisen.

B. Neumann (106) hat die Frage wieder aufgenommen, ob im Eisen Diamanten auftreten können und kommt zu dem Ergebnis, daß dies nicht der Fall sei.

Beachtenswert sind die Versuche von Osann (108) über sehr langsame Abkühlung von geschmolzenem Spiegeleisen. Hierbei wurden außerordentlich große Graphitblätter erzielt, was also darauf hindeutet, daß Mangan die Graphitbildung nicht verhindert, sondern nur verzögert. An einigen mir zur Verfügung gestellten Proben konnte ich feststellen, daß die groben Graphitblätter von einer Karbidkruste eingeschlossen waren. Dies deutet wohl darauf hin, daß der Graphit primär abgeschieden ist und später als Kristallisationskeim für den Zementit gedient hat, als die Kristallisationsgeschwindigkeit des Graphits geringer wurde als die des Zementits.

Carpenter und Rugan (109 und 110) veröffentlichten hochinteressante und praktisch bedeutungsvolle Untersuchungen über das Wachsen von Gußeisen bei wiederholtem Erhitzen und Abkühlen in Feuergasen. Sie erklären den Vorgang in folgender Weise: Gase dringen in das Eisen ein, und zwar wahrscheinlich zwischen den Graphitblättchen und der festen Lösung. Sie werden von der letzteren absorbiert, wenn Abkühlung erfolgt, und oxydieren alsdann das Eisensilizid zunächst an den Grenzen der Kristalle. Diese Reaktion ist von Wachstum und Zerfall begleitet; es bilden sich feine Sprünge. Bei der darauffolgenden Wiedererhitzung treten die Feuergase weiter und auf neuen Wegen ins Eisen ein; bei der Abkühlung wiederholt sich die Reaktion und das Wachstum. Dies geht so weiter, bis ein Höchstwert des Wachsens erreicht ist. Der Widerstand des Eisens gegen mechanische Einwirkung wird dabei sehr klein. Carpenter untersuchte weiter den Einfluß fremder Stoffe im Gußeisen auf das Wachstum. Er fand:

1. Phosphor hat Neigung, das Wachsen zu verhindern.

2. Schwefel ist in Handelseisensorten nie in so großen Mengen vorhanden, daß er auf das Wachsen Einfluß ausüben könnte.

Digitized by Google

3. Mangan vermindert die Wachstumsgeschwindigkeit in allen Fällen und den absoluten Betrag des Wachsens in der Mehrzahl der Fälle.

4. Gelöste Gasmengen haben keinen Einfluß auf das Wachstum von Eisen mit mehr als 3% Si. Bei Gehalten zwischen 1·7 und 3% Si können sie Wachstum um 1 bis 2% veranlassen. Ihr Einfluß ist am stärksten, wenn der Siliziumgehalt nicht über 1% beträgt.

5. Das einfachste Mittel, um sich über die Neigung eines Eisens zum Wachsen Aufschluß zu verschaffen, ist die Ermittlung des Siliziumgehaltes, da mit ihm das Wachsen zunimmt.

103. Custer. Am. Soc. Test. **9, 442; 1909.** Die Dauerform und ihr Einfluß auf das Gußeisen.
104. Benedicks. Metallogr. **1,** 184; **1911.** Über die Kristallisation des weißen Roheisens.
105. Adamson. Ir. and St. 1911. II, 86. Einfluß der Temperatur auf den Kohlenstoff und das Roheisen.
106. B. Neumann. Elektroch. **15,** 817; 1909. Diamanten im Eisen.
107. Kröhnke. Met. **7,** 674; 1910. Mikrographische Untersuchungen an Gußeisen im graphitischen Zustand.
108. Osann. St. und E. **30,** 1918; 1910. Über langsam erstarrtes Spiegeleisen.
109. Carpenter und Rugan. Ir. and St. 1909, II, 29. Das Wachstum von Gußeisen nach wiederholter Erhitzung.
110. Carpenter. Ir. and St. 1911, I, 196. Desgl.

F. Allgemeines über Eisen und seine Legierungen.

111. A. Müller. Met. **6,** 145; 1909. Über die Darstellung des Elektrolyteisens, dessen Zusammensetzung und thermische Eigenschaften.
112. Goerens. Met. **6,** 531; **1909.** Über den Einfluß von Fremdkörpern auf das Zustandsdiagramm der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.
113. Oberhoffer. Met. **6,** 612; 1909. Die Legierungen des Eisens.
114. Rosenhain. Engng. **91,** 490, 559; 1911. Metallographie des Stahles.
115. Rosenhain. Proc. mech. Eng. 1911, S. 241. Zwei Vorlesungen über Stahl.
116. Arnold. Ir. and St. 1910, I, 185. Einheitliche Benennung von Eisen und Stahl.
117. Benedicks. Met. **8,** 65; 1911. Das Ovifaker Eisen: Ein natürlicher Kohlenstoffstahl.
118. Hadfield. Proc. Roy. Soc. A. **86,** 94; 1912. Über Singhalesische historische Funde von Eisen und Stahl.

G. Allgemeines über Sonderstähle.

119. Guillet. Rev. Mét. **6,** 810; **1909.** Die Sonderstähle der Technik.
120. Perey Longmuir. Ir. and St. 1909, I, 383. Stähle von hoher Festigkeit.
121. Mathews. J. Franklin Instit. **167,** 379; 1909. Sonderstähle für den Automobilbau.

Digitized by Google

122. Portevin. Rev. Mét. **6**, 1264; 1909. Beitrag zum Studium der Dreistoff-Sonderstähle.
123. Révillon. Rev. Mét. **6**, 1034; 1909. Beiträge zum Studium der Stähle für Zahnräder.

H. Eisen und Chrom.

Guillet hatte gefunden, daß Stahl mit 0·1% Kohlenstoff und 7 bis 22% Chrom martensitisch war. Ob tatsächlich martensitischer Aufbau entsteht oder nicht, hängt nach Portevin (128) von der Art der Wärmebehandlung ab. Er erhitzte Stahlproben mit 0·12% C und 13 bis 17·4% Cr auf 1300° C und kühlte sie sehr langsam (in 75 Stunden auf 100° C) ab. Die Härtezahl betrug 140. Wurde der Stahl wieder erhitzt auf 1100° C und innerhalb 4 Stunden abgekühlt, so war die Härte auf den dreifachen Betrag gestiegen. Im ersteren Falle bestand das Gefüge aus Ferrit, Zementit und etwas Perlit, im letzteren war es martensitisch.

124. Arnold und Read. Ir. and St. 1911, I, 249. Die chemischen und mechanischen Beziehungen zwischen Eisen, Chrom und Kohlenstoff.
125. McWilliam und Barnes. Ir. and St. 1910, I, 246. Einige physikalische Eigenschaften von zweiprozentigen Chromstählen.
126. Monnartz. Met. **8**, 161; 1911. Beitrag zum Studium der Eisenchromlegierungen unter besonderer Berücksichtigung der Säurebeständigkeit.
127. Moore. Ir. and St. 1910, I, 268. Der Punkt A_2 in Chromstahl.
128. Portevin. Rev. Mét. **8**, 802; 1911. Über die Chromstähle.

I. Eisen und Mangan.

129. Arnold und Read. Ir. and St. 1910, I, 169. Die chemischen und mechanischen Beziehungen zwischen Eisen, Mangan und Kohlenstoff.
130. Arnold und Knowees. Ir. and St. 1911, II, 76. Der mechanische Einfluß des Kohlenstoffes auf die Legierungen von Eisen und Mangan.
131. Lang. Met. **8**, 15; 1911. Über den Einfluß des Mangans auf die Eigenschaften des Flußeisens.
132. Lütke. Met. **7**, 268; 1910. Über die Lösungsfähigkeit des Gamma-Eisens für Eisen-Karbid in manganhaltigen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.
133. Wüst. Met. **6**, 3; 1909. Beitrag zum Einfluß des Mangans auf das System Eisen-Kohlenstoff.

K. Eisen und Nickel.

Über dem System Eisen-Nickel lagert noch ein Dunkel, das trotz der vielen interessanten Untersuchungen noch nicht aufgeklärt ist. Die Temperaturen der magnetischen Umwandlungen sind in ihrer Abhängigkeit von dem Nickelgehalt in wiederholten

Digitized by Google

Fällen und mit ziemlicher Übereinstimmung festgestellt worden. Zuletzt wieder von Ruer und Schüz (134). Aber man ist sich noch nicht klar, welchen Einfluß diese Umwandlungen auf das Gefüge und die Eigenschaften der Legierungen ausüben, ob sie Phasenwechsel bedingen oder ob sie entsprechend den Weißschen Überlegungen lediglich auf Verschwinden des selbständigen Magnetismus ohne allotropische Umwandlung zurückzuführen sind.

Ruer und Schüz haben aus dem Höchstpunkt in der Schaulinie der magnetischen Umwandlungstemperaturen in Abhängigkeit vom Nickelgehalt und aus dem Tiefstpunkt der c, t-Linie für die Erstarrung bei 70% Nickel auf eine Verbindung $FeNi_2$ geschlossen. Nach Weiß und Foëx (135) deuten die magnetischen Eigenschaften auf zwei ununterbrochene Reihen von Mischkristallen, nämlich $Fe - Fe_2Ni$ und $Fe_2Ni - Ni$ hin, und zwar wenigstens bei hohen Temperaturen. Es ist hierbei also offengelassen, ob bei niedrigeren Temperaturen Zerfall der Mischkristalle eintritt.

Guilleaume (136) zeigte, daß Erwärmen bei 100° C genügt, um die Legierungen mit 30 bis 60% Nickel in eine einzige stabile Kristallart zu verwandeln, und zwar ganz unabhängig von der vorausgegangenen Vorbehandlung.

Angeregt durch den Umstand, daß in künstlichen Eisen-Nickel-Legierungen niemals die Trennung in zwei Gefügebestandteile Kamazit und Taenit beobachtet wurde, wie sie in den Meteoriten die Regel ist, kühlte Benedicks (147) eine Legierung mit 11·7% Nickel sehr langsam ab und erzielte dabei ein Gefüge, in dem er die Bestandteile Kamazit und Taenit wiederzuerkennen glaubt.

134. Ruer und Schüz. Met. **7**, 415; 1910. Das System Eisen-Nickel.
135. P. Weiß und G. Foëx. Arch. Genève. (4) **31**, 5; 1911 und 89; 1911. Untersuchungen über die Magnetisierung ferromagnetischer Körper oberhalb des Curieschen Punktes.
136. Guilleaume. C. R. 17/7, 1911, S. 156. Umänderungen in den Nickelstählen infolge langanhaltender Erwärmung oder infolge längerer Lagerung.
137. Guilleaume. C. R. **152**, 189; 1911. Abnorme Ausdehnung der Nickelstähle.
138. Dixon. Engng. 6/7, S. 22; 1909. Nickel- und Kohlenstoffstähle.
139. McWilliam und Barnes. Ir. and St. 1911, I, 269. Einige Eigenschaften dreiprozentiger Nickelstähle nach der Wärmebehandlung.
140. Bohny. Z. d. Ing. **55**, 101; 1911. Die Verwendung von Nickelstahl im Brückenbau.
141. Campbell und Allen. School of Mines Quart. **33**, 72; 1911. Wärmebehandlung von Nickelstahl.

Digitized by Google

142. R. Vogel. Z. an. Chem. **67**, 1; 1910. Über das ternäre System Eisen-Kupfer-Nickel.
143. Burgeß und Aston. Met. Chem. Eng. **8**, 452; 1910. Die Festigkeit der Legierungen von Elektrolyteisen und Monelmetall.
144. Clamer. Am. Soc. Test. **10**, 267; 1910. Kupfer-Nickel-Stahl.
145. Roush. Met. Chem. Eng. **8**, 468 und 522; 1910. Härteprüfung von Legierungen des Kupfers und Nickels mit Elektrolyteisen.
146. Guertler. Z. phys. Ch. **74**, 428; 1910. Ist der Eisen-Nickelmeteorit eine stabile oder metastabile Erscheinungsform?
147. Benedicks. Rev. Mét. **8**, 85; 1911. Synthese des Meteoreisens.
148. Rinne. N. J. Mineral., Geologie und Pal. **1**, 115; 1910.
149. Smith. Phil. Trans. (A) **208**, 21; 1908. Thermomagnetische Analyse meteorischer und künstlicher Nickeleisen.

L. Eisen und Phosphor.

150. Le Chatelier und Wologdine. C. R. **149**, 709; 1909. Über die Phosphide des Eisens.
151. Konstantinow. J. russ. phys. chem. Ges. **41**, 1220. Legierungen von Phosphor und Eisen.
152. Konstantinow. Z. an. Chem. **66**, 209; 1910. Über die Phosphide des Eisens.
153. Kuhn. Chem. Ztg. **34**, 45; 1910. Zur Frage der Eisenphosphide.

M. Eisen und Schwefel.

K. Friedrich (154) kommt zu einem c,t-Bild der Legierungen Fe—FeS, das von dem früheren von Treitschke und Tammann (Z. an. Chem. **49**, 320; 1906) abweicht.

154. K. Friedrich. Met. **7**, 257; 1910. Notiz über das Schmelzdiagramm des Systems Schwefeleisen-Eisen.
155. Liesching. Met. **7**, 565; 1910. Über den Einfluß des Schwefels auf das System Eisen-Kohlenstoff.
156. Ziegler. Rev. Mét. **6**, 459; 1911. Untersuchungen über die Legierungen des Eisens mit dem Schwefel.

N. Eisen und Silizium.

157. Gontermann. Z. an. Chem. **59**, 373; 1908. Met. **6**, 92; 1909. Ir. and St. 1911, I, 421. Silizium-Eisen-Kohlenstoff-Legierungen.
158. Schols. Met. **7**, 644; 1910. Einfluß des Siliziums auf die maximale Löslichkeit von Eisenkarbid in Gamma-Eisen.
159. Stead. Opening address to the section B of the meeting of the Brit. Assoc., Sheffield.

O. Eisen und Titan.

160. P. H. Dudley. Journ. of Industrial and Engineering Chemistry. **2**, 299.
161. Treuheit. St. und E. **30**, 1192; 1910. Versuche mit Ferrotitan-Thermit und niedrig-prozentigem Ferrotitan für Gußeisen und Stahlformguß.

Digitized by Google

162. Waterhouse. Am Soc. Test. **10**, 201; 1910. Der Einfluß von Titan auf die Seigerung im Bessemer-Schienenstahl.
163. Waterhouse. Iron A. 14/12, 1911, S. 1306. Titan und kohlenstoffarmes basisches Flußeisen.

P. Eisen und Vanadium.

164. Hatfield. Ir. and St. 1911, I, 318. Der Einfluß von Vanadium auf die physikalischen Eigenschaften von Gußeisen.
165. McWilliam und Barnes. Ir. and St. 1911, I, 294. Einfluß von 0·2% Vanadium auf Flußeisen mit verschiedenen Kohlenstoffgehalten.
166. Moldenke. Am. Mach. 7/3, 1909, S. 297. Vanadium im Gußeisen.
167. Norris. Iron A. 8/6, 1911, S. 1398. Vanadium in Gußeisen.

Q. Eisen und Wolfram.

168. Brayshaw. Proc. Mech. Eng. 15/4, 1910. Rev. Mét. **8**, 158; 1911. Untersuchungen über das Härten von Kohlenstoffstählen und von Stählen mit niedrigem Wolframgehalt für Werkzeuge.
169. Swinden. Ir. and St. 1909, II, 223. Der Aufbau der Kohlenstoff-Wolframstähle.

R. Schnellstähle.

170. Carpenter. The Manchester Association of Engineers 1909. Möglichkeiten zur Verbesserung neuerer Schnelldrehstähle.
171. Carter. Ind. Eng. and Eng. Digest. **7**, 281; 1910. Entwicklung und Verwendung der neueren Schnellstähle.
172. Vosmaer. De Ingenieur. **25**, 606; 1910. Über Schnellstahl.

S. Eisen und sonstige Metalle.

173. Burgeß und Aston. Elektrochemische Zeitschrift. **18**, 189; 1911. Einige physikalische Eigenschaften von Eisenlegierungen.
174. Burgeß und Aston. Trans. Am. Elektrochem. Soc. **16**, 41; 1909. Physikalische Eigenschaften der Eisen-Kobalt-Legierungen.
175. Goerens und Ellingen. Met. **7**, 72; 1910. Über den Einfluß des Antimons und Zinns auf das System Eisen-Kohlenstoff.
176. Portevin. Rev. Mét. **8**, 312; 1911. Über die Legierungen des Eisens und Antimons.
177. Iwai und Ballagh. Mining und scientific Press 7. Aug. 1909. Met. **6**, 701; 1909. Untersuchungen über Ferrobor.

T. Nichtmetallische Einschlüsse im Eisen.

Trotz der außerordentlich großen praktischen Bedeutung der nichtmetallischen festen Einschlüsse im technischen Eisen ist man bei der Aufklärung über ihr Wesen und ihr Verhalten nicht in

Digitized by Google

die Tiefe gedrungen. In der Literatur macht man sich die Sache vielfach sehr leicht, nach dem Grundsatze, was man nicht definieren kann, das sieht man als Schwefelmangan oder Schwefeleisen an. Trotzdem ist für die Berechtigung dieses Grundsatzes nie ein triftiger Beweis erbracht worden, der über den einfachen Nachweis, daß Schwefel in den Einschlüssen in der Mehrzahl der Fälle vorhanden ist, hinausging. Nach diesem Grundsatze könnte man auch Hochofenschlacke als Schwefelmangan bezeichnen, da sich in ihr Schwefel nachweisen läßt. Daß Schwefeleisen und Schwefelmangan-Einschlüsse im Eisen auftreten können, ziehe ich hierbei nicht in Zweifel; dies ist wissenschaftlich festgestellt. Es ist aber nicht festgestellt, daß alles, was an festen Einschlüssen im technischen Eisen beobachtbar ist, einfach Schwefelmangan oder Schwefeleisen sei.

Um so erfreulicher ist es, daß Hibbard (178) einmal den Versuch gemacht hat, in aller Ausführlichkeit auf die verschiedenen Möglichkeiten hinzuweisen, die die Zusammensetzung der Einschlüsse, die er Sonims (**so**lid **n**on-metallic **im**purities) nennt, beeinflussen. Er befindet sich hierbei in voller Übereinstimmung mit dem Berichterstatter. Darnach können die Einschlüsse enthalten: MnO, FeO (gegebenenfalls noch andere Oxydationsstufen), MnS, FeS, SiO_2, P_2O_5, Al_2O_3 usw., so daß durch Kombination aller dieser Stoffe in verschiedenen Verhältnissen eine große Mannigfaltigkeit entsteht. Nach meinen eigenen Beobachtungen kommt in gewissen Ausnahmefällen auch noch CaO hinzu. Hibbard zeigt, wie außerordentlich brüchig das Eisen werden kann, wenn infolge Desoxydation des Metallbades mittels Silizium die Sonims einen hohen SiO_2-Gehalt annehmen können. Ich selbst habe früher gezeigt (3), daß Einschlüsse von Al_2O_3 in Flußeisen (infolge Desoxydation mit Aluminium) ganz außerordentlich starken Rotbruch herbeiführen können.

Man nimmt in der Regel an, daß der Sauerstoff als FeO im Flußeisen vorhanden ist. Diese Annahme ist nicht selbstverständlich. Es könnten ebensogut andere Oxydationsstufen auftreten. Das hängt von der Zersetzungsspannung der betreffenden Oxydstufe bei der Temperatur des flüssigen Eisens ab.

Es ist nicht sicher, ob die oxydischen Verbindungen des Eisens im flüssigen Eisen löslich sind, und also mit diesem eine homogene Lösung bilden, oder ob sie in Form äußerst fein

Digitized by Google

verteilter Tröpfchen mit dem flüssigen Eisen eine Emulsion eingehen, ähnlich wie man sie erhält, wenn man Öl mit Wasser schüttelt. Es gibt mancherlei Erscheinungen, die eher für letztere Auffassung sprechen. Zwingende Beweise lassen sich aber vorderhand nicht beibringen.

Der Wichtigkeit des Gegenstandes wegen möchte ich auf die Möglichkeiten hinweisen, mit der die spätere Forschung zu rechnen haben wird.

Wenn tatsächlich die oxydischen Verbindungen ganz oder teilweise in Form von Emulsion im flüssigen Eisen vorhanden sind, so würden auch die Gesetze über die Entmischung von Emulsionen zur Anwendung kommen. Es gibt Emulsionen, die sich sehr lange halten, andere hingegen, die schnell wieder in zwei verschiedene Flüssigkeitsschichten zerfallen. Gewisse Zusätze beschleunigen die Entmischung, andere machen die Emulsion haltbarer. So wird z. B. eine Emulsion von Öl in Wasser durch geringe Zusätze von Seife dauerhafter gemacht.

Zwischen den im flüssigen Eisen in Emulsion befindlichen oxydischen Tröpfchen und den gelösten Stoffen in der Eisenlegierung könnten Reaktionen auftreten, z. B. Austausch des Eisens gegen Mangan, Übergang anderer Stoffe aus der Legierung in die Tröpfchen (z. B. SiO_2, P_2O_5, S usw.). Durch diese Vorgänge könnte die Beständigkeit der Emulsion erhöht oder erniedrigt werden. Im letzteren Falle könnten sich die Tröpfchen ansammeln und schließlich an die Oberfläche des Eisenbades steigen. Dadurch wäre die Möglichkeit gegeben, die Oxyde wieder abzuscheiden. Über alle diese Fragen kann nur ein planmäßiges Studium in der Zukunft Aufklärung verschaffen. Ich bin aber überzeugt, daß dadurch ein wichtiger Schlüssel für die verschiedenen metallurgischen Vorgänge und mancherlei Verschiedenheiten im Verhalten von Eisensorten gewonnen werden kann.

178. Hibbard. An. Min. Nr. 52, S. 325; 1911. Über feste, nichtmetallische Verunreinigungen im Stahl (Sonims).

179. Matwejeff. Rev. Mét. 7, 447; 1910. Metallographische Studie über die Einschlüsse in Eisen und Stahl.

180. Lévy. Staffordshire Iron and Steel Instit. Febr. 1910. Das Mangansulfid in Eisen und Stahl. Rev. Mét. 7, Extraits. 472; 1910.

181. Matwejeff. Rev. Mét. 7, 848; 1910. Über die Natur der schlackenartigen Einschlüsse im Thomasflußeisen.

Digitized by Google

II. Das Kupfer und seine Legierungen.

Die Beobachtungen von Stahl (184) bestätigen im wesentlichen die früheren Versuche des Berichterstatters über das System Kupfer-Kupferoxydul. Aus der Veröffentlichung darf wohl der Schluß gezogen werden, daß das metallographische Verfahren zur Abschätzung des Sauerstoffgehaltes im Kupfer im Hüttenbetrieb Nutzanwendung gefunden hat. Über Elektrolytkupfer s. 187.

182. Johnson. Met. Chem. Eng. **8**, 570; 1910. Einfluß der Verunreinigungen auf die Eigenschaften des Kupfers.

183. Milton. Inst. Met. **1**, 57; 1909. Einige interessante Erscheinungen bei Kupfer und Kupferlegierungen.

184. Stahl. Met. **6**, 609; 1909. Mikrophotographien von verschiedenen Kupferproben, die im späteren Verlaufe des Raffinierprozesses gewonnen werden.

A. Kupfer und Zink.

Carpenter und Edwards (186) fanden bei 470° C während der Abkühlung der Legierungen mit 37 bis 60% Zink eine Wärmetönung, die sie der Umwandlung $\beta \longrightarrow \alpha + \gamma$ zuschreiben. Die Wärmetönung ist bereits von Roberts-Austen beobachtet worden, wurde aber von Shepherd, Tafel und Bornemann geleugnet. Carpenter und Edwards glauben, daß die Wärmetönung, deren Ergebnis die Bildung des spröden Bestandteiles γ sei, eine Erklärung für das sogenannte „Kristallisieren" gebe, womit wohl das Reißen kaltgereckter Kupfer-Zink-Legierungen gemeint ist. Dies ist aber auf andere Ursachen zurückzuführen, wie weiter unten näher ausgeführt wird. (XXI.)

185. Bengough und Hudson. Inst. Met. **4**, 92; 1910. Die Wärmebehandlung von Messing.

186. Carpenter und Edwards. Inst. Met. **5**, 127; 1911. Ein neuer kritischer Punkt in Kupfer-Zink-Legierungen; seine Deutung und sein Einfluß auf die Eigenschaften der Legierungen.

187. Grard. Rev. Mét. **6**, 1069; 1909. Messing für Patronenhülsen und für Kugeln. Elektrolytkupfer.

188. Louis. Inst. Met. **6**, 222; 1911. Über die Zerstörung einer Lötnaht.

189. Malvano und Marantonio. Met. It. **2**, 145; 1910. Anomalie im Gefüge des technischen Messings.

B. Kupfer und Zinn, Bronzen.

190. Giolitti und Ceccarelli. Gazz. chim. **39**, 557. Angriff von Bronze. Abhängigkeit des Angriffes vom Kleingefüge.

191. Grenet. C. R. **151**, 870; 1910. Rev. Mét. **8**, 108; 1911. Das Abschrecken der Bronze.

Digitized by Google

192. Hudson. Inst. Met. **3**, 161; 1910. Ein Beitrag zum Studium der Phosphorbronze.
193. Portevin. Rev. Mét. **6**, 814; 1909. Einfluß der Wärmebehandlung auf die Kupferlegierungen.
194. Bengough. Inst. Met. **1**, 89; 1909. Das Glühen einiger Kupferlegierungen.
195. Heyn und Bauer. Mitt. K. M. A. 1910, S. 344. Über den Einfluß der Wärmebehandlung der Bronze auf die Härte.
196. Guillet und Révillon. Rev. Mét. **7**, 429; 1910. Ermittlung des Gleichwertigkeitsverhältnisses der Sonderbronzen. Prüfung der Zinkbronzen.
197. Giolitti und Marantonio. Gazz chim. **40**, 51; 1910. Untersuchungen über Sonderbronzen. I. Bleibronzen.

C. Kupfer und Aluminium.

Der neunte Bericht des Legierungsausschusses (199) bringt eine umfassende Arbeit von Rosenhain und Lantsberry über die Legierungen von Cu, Al und Mn, die sich wegen ihrer technischen Bedeutung den früheren Berichten würdig an die Seite reiht.

198. Barrée. Rev. Mét. **7**, 16; 1910. Ermittlung der Umwandlungspunkte der Kupfer-Aluminium-Legierungen (8 bis 15% Aluminium).
199. Rosenhain und Lantsberry. Proc. Mech. Eng. Jan. 1910. Neunter Bericht an den Legierungsausschuß. Über die Eigenschaften einiger Legierungen von Kupfer, Aluminium und Mangan.
200. Matwejeff. Rev. Mét. **8**, 708; 1911. Bemerkungen über das Glühen der Metalle.

D. Kupfer und Arsen.

201. Bengough und Hill. Inst. Met. **3**, 34; 1910. Die Eigenschaften und der Aufbau der Kupfer-Arsen-Legierungen.
202. Johnson. Inst. Met. **4**, 163; 1910. Der Einfluß von Silber, Wismut und Aluminium auf die mechanischen Eigenschaften des hammergaren, arsenhaltigen Kupfers.

E. Sonstige Legierungen des Kupfers.

203. Jänecke. Met. **8**, 597; 1911. Das ternäre System Kupfer, Silber, Gold.

III. Nickel und seine Legierungen.

Baykow (204) fand den Umwandlungspunkt des Nickels bei 360° C. Nach Friedrich und Leroux (205) vermag Nickel (mit etwa 0·2 bis 0·6% Eisen) bei mäßiger Abkühlungsgeschwindigkeit etwa 1% Kohlenstoff in fester Lösung zu halten. Bei höheren Kohlenstoffgehalten tritt ein Eutektikum auf aus Mischkristallen (Ni, C) und einem Stoff, über den sich der Verfasser noch nicht äußern will.

Digitized by Google

204. Baykow. J. russ. phys. chem. Ges. **42**, 1380; 1910. Polymorphismus des Nickels.
205. Friedrich und Leroux. Met. **7**, 11; 1910. Zur Kenntnis des Schmelzdiagrammes der Nickel-Kohlenstoff-Legierungen.
206. Vigouroux. Bull. chim. (4) **7**, 191; 1910. C. R. **149**, 1378; 1910. Über die Legierungen des Nickels und Kupfers.
207. Vigouroux und Bourbon. Bull. chim. (4) **9**, 873; 1911. Legierungen von Nickel und Zink.
208. Vigouroux. Bull. chim. (4) **7**, 621; 1910. Beitrag zur Kenntnis der Nickel-Silber-Legierungen.
209. Bornemann. Met. **7**, 667; 1910. Das System Nickel-Schwefel.

IV. Aluminium und seine Legierungen.

H. Le Chatelier (210) fand in bestimmten Aluminiumsorten, die zum Zerfall neigten, nach kurzer anodischer Ätzung mit Chlornatriumlösung ein ausgeprägtes Netzwerk als Umgrenzung der Körner des Aluminiums, was in gesunden Proben des Metalles nicht zu erkennen war. Der Zerfall des Aluminiums von solcher zelliger Beschaffenheit soll unter schwacher chemischer Einwirkung oder infolge von Temperaturwechsel beim Gebrauch eingetreten sein; dadurch verwandelt sich das Metall allmählich in Pulver.

Heyn und Bauer (211) kamen auf Grund der Untersuchung einer großen Reihe von örtlich zersetzten Aluminiumgeräten zu folgenden Ergebnissen: Aluminium wird durch Wasser und Salzlösungen in verschiedener Art angegriffen. Der Angriff a) erfolgt gleichmäßig über der ganzen Oberfläche, ohne wesentliche Zerstörung des Metalles herbeizuführen. Bei der Angriffsart b) bilden sich örtliche Einfressungen mit weißen Ausblühungen (im wesentlichen Tonerdehydroxyd neben kleinen Mengen Kalk und Kieselsäure). An den angefressenen Stellen zeigen sich Beulen und Aufblätterungen, die in kurzer Zeit zur örtlichen Zerstörung des Metalles führen. Welche Art des Angriffes eintritt, hängt ab:

1. Von dem Zustand, in dem sich das Aluminium befindet, und

2. von der Art des Wassers oder der Salzlösung.

Angriffsart b) konnte nur bei kaltgereckten Aluminiumproben (z. B. kaltgereckten Blechen und daraus gezogenen Hohlgefäßen) und auch dann nur unter der Einwirkung gewisser Wassersorten beobachtet werden. Das verwendete Charlottenburger Leitungswasser gab den Angriff b) sehr kräftig. Wurde von demselben kaltgewalzten Blech eine Probe vor und nach dem

Digitized by Google

Glühen der Wirkung des Leitungswassers ausgesetzt, so zeigte sich bei den nichtgeglühten Proben starker Angriff nach b). Das Blech wurde stellenweise aufgebeult und aufgespalten. Die geglühten Proben zeigten nur den schwachen Angriff nach a) ohne jede örtliche Zerstörung. Es folgt daraus, daß die Ursache der Zerstörung nicht in der chemischen Zusammensetzung des Metalles, sondern in seiner Vorbehandlung (weitgetriebenes Kaltrecken) zu suchen ist. Man kann den Angriff b) und damit die örtlichen Zerstörungen verhindern, wenn das Blech vor der Berührung mit dem Wasser geglüht wird. Jedenfalls genügt eine Glühtemperatur von 500° C. Es ist durchaus nicht ausgeschlossen, daß bereits wesentlich niedrigere Temperaturen zum Ziele führen. Das von H. Le Chatelier in seinen Proben nach der Ätzung beobachtete Netzwerk war bei den von den Verfassern untersuchten Proben nicht vorhanden. Anteil an dem Aufbeulen und Aufblättern der Aluminiumproben haben zweifellos die im kaltgereckten Aluminium vorhandenen Reckspannungen (XXI), die durch den örtlichen chemischen Angriff unter gewaltsamer Zerstörung des Metalles ausgelöst werden.

Das c, t-Bild der Legierungsreihe Aluminium-Zink ist von Rosenhain in dankenswerter Weise nochmals überprüft und hierbei richtiggestellt worden (215 und 216).

Cohn (221) macht interessante Mitteilungen über die Legierung Duralumin. Die bei dieser beobachtbaren eigenartigen Erscheinungen bedürfen noch der Erklärung und dürften das Interesse der Metallographen finden.

210. H. Le Chatelier. Rev. Mét. **8**, 373; 1911. Metallographische Mitteilungen. Untersuchung von freiwillig zerfallenen Aluminiumproben, die von Herrn Ducru zur Verfügung gestellt waren.

211. Heyn und Bauer. Mitt. K. M. A. 1911, S. 2. Zersetzungserscheinungen an Aluminium und Aluminiumgeräten.

212. Andrew und Edwards. Proc. Roy. Soc. A. **82**, 568; 1909. Liquiduslinien der Legierungen von Kupfer, Aluminium und Zinn.

213. Edwards und Andrews. Inst. Met. **2**, 29; 1909. Der Aufbau und die Eigenschaften der Aluminium-Kupfer-Zinn-Legierungen.

214. Bancroft. Mechanical Engineer. Nr. 634, S. 329. Aluminium-Zink-Legierungen.

215. Rosenhain. Proc. Roy. Soc. A, **85**, 389; 1911. Der Aufbau der Legierungen von Aluminium und Zink.

216. Rosenhain und Archbutt. Inst. Met. **6**, 236; 1911. Die Legierungen von Aluminium und Zink.

217. Portevin. Rev. Mét. **8**, 721; 1911. Über die Aluminium-Zink-Legierungen.

Digitized by Google

218. Breckenridge. Am. Electrochem. **17**, 367; 1910. Elektrochemisches Spannungsgefälle und elektrisches Leitvermögen der Aluminium-Kalzium-Legierungen.
219. Breckenridge. Met. Chem. Eng. **8**, 349; 1910. Aluminium-Kalzium-Legierungen.
220. Schirmeister. Met. **8**, 650; 1911. Untersuchungen über die mechanischen und chemischen Eigenschaften spezifisch leichter Aluminium-Kobalt-Legierungen.
221. Cohn. Verh. Gew. **89**, 643; 1910. Technische Mitteilungen über Duralumin.
222. Wilm. Met. **8**, 225; 1911. Physikalisch-metallurgische Untersuchungen über magnesiumhaltige Aluminium-Legierungen.

V. Blei und seine Legierungen.

Die bei bleireichen Blei-Zinn-Legierungen beobachteten Wärmetönungen unterhalb der eutektischen Temperatur werden von Mazzotto (228) durch eine ziemlich große Löslichkeit des Zinns im festen Blei erklärt, die bis zur eutektischen Temperatur wächst und dann wieder stark abnimmt.

223. Baucke Weekblad de Ingenieur. 20/2. 1909, Nr. 8. Beitrag zur Kenntnis des Bleies.
224. Cohen und Inouye. Z. phys. Ch. **74**, 202; **1910.** Allotropie des Bleies.
225. Loutschinsky. Rev. Mét. **6**, 986; 1909. Magnetische Umwandlung des Bleies.
226. Degens. Z. an. Chem. **63**, 207; 1909. Zinn-Blei-Legierungen.
227. Guertler. Elektroch. **15**, 953; 1909. Über Konstitution und Wärmeinhalt der Blei-Zinn-Legierungen.
228. Mazzotto. Metallogr. **1**, 289; 1911. Über die Natur der Umsetzung in den Blei-Zinn-Legierungen im festen Zustande.
229. Stenquist. Z. phys. Ch. **70**, 536; 1910. Über die Härte der Blei-Zinn-Legierungen.
230. W. Campbell und Elder. School of mines Quarterly. **32, 244; 1911.** Einige Mitteilungen über Blei-, Zinn-, Antimon-Legierungen.
231. Loebe. Met. **8**, 7; 1911. Über die Konstitution der ternären Legierungen von Blei, Zinn und Antimon.
232. Barlow. Z. an. Chem. **70**, 178; 1911. Die binären und ternären Legierungen von Kadmium, Wismut und Blei.
233. Barlow. J. am. chem. soc. **32**, 1390; 1910. Legierungen von Kadmium, Wismut und Blei.
234. Parravano und Sirovich. Ac. Roma (5) **20**, II, 206; **1911.** Thermische Analyse im Vierstoffsystem. I. (Blei, Wismut, Kadmium, Zinn.)
235. Parravano. Metallogr. **1**, 89; 1911. Das ternäre System Silber-Zinn-Blei.
236. Kremann und Hofmeier. Monatshefte f. Chemie. **32**, 563; 1911. Ternäre Legierungen von Silber, Zink und Blei.
237. Jänecke. Z. phys. Ch. **73**, 328; 1910. Über Dreistoffsysteme mit einem ternären Übergangspunkt im Schmelz- und Erstarrungsdiagramm. Das ternäre System Blei, Kadmium, Quecksilber.

Digitized by Google

VI. Zink und seine Legierungen.

Benedicks (238) hat bei Handelszinksorten bei 330° C eine Änderung in der Abhängigkeit des elektrischen Leitwiderstandes von der Temperatur gefunden, und schließt daraus auf eine polymorphe Umwandlung.

238. Benedicks. Arkiv for Matematik och Fysik. **6**, Nr. 24; 1910. Polymorphie und elektrischer Leitwiderstand von Zink.
239. Haines. Proc. Roy. Soc. A. **85**, 526; 1911. Der Einfluß der Temperatur auf die Dehnbarkeit des Zinks.
240. Arnemann. Met. **7**, 201; 1910. Die metallographische Untersuchung von Zink und zinkreichen Legierungen des Zinks mit den im Rohzink häufiger enthaltenen Metallen.
241. Curry. J. phys. Chemistry. **13**, 589;
242. Ducelliez. Bull. chim. (4) **9**, 1017; 1911. Über die Kobalt-Zink-Legierungen.
243. Kobayashi. Kyoto Mem. **3**, 217; 1911. Über die Legierungen des Tellurs mit dem Zink.
244. Cohen und Inouye. Z. phys. Ch. **71**, 625; 1910. Zur Kenntnis der Zinkamalgame.
245. Cohen und Ginneken. Z. phys. Ch. **75**, 437; 1910. Die Zinkamalgame und das Clarksche Normalelement.

VII. Zinn und seine Legierungen.

246. Schleicher. Metallogr. **2**, 76; 1912. Experimentelle Untersuchungen am System Kadmium-Zinn.
247. Guertler. Metallogr. **2**, 90; 1912. Theoretisches zur Konstitution der Zinn-Kadmium-Legierungen.
248. Konstantinow und Smirnow. J. russ. phys. chem. Ges. **43**, 1201; 1911. Über die Legierungen des Zinns mit Antimon.

VIII. Lagermetalle.

Aus dem Königl. Materialprüfungsamt Berlin-Lichterfelde (249) ist eine eingehende Untersuchung hervorgegangen, die namentlich bezweckte, den Einfluß festzustellen, den wiederholtes Umschmelzen der Legierungen, ferner verschiedenartige Abkühlung beim Guß auf die für die Eignung als Lagermetall in Betracht kommenden Eigenschaften ausübt. Bei Bronzen wurde festgestellt, daß infolge wiederholten Umschmelzens Zinndioxyd von der Legierung aufgenommen wird, deren mechanische Eigenschaften dadurch verschlechtert werden. Auch der Einfluß eines steigenden Arsengehaltes auf die Bronze wurde untersucht. Es hat sich ergeben, daß die Abkühlungsgeschwindigkeit während der Erstarrung

Digitized by Google

sowohl beim Weißmetall als auch insbesondere beim Rotgußlagermetall einen sehr beträchtlichen Einfluß ausübt. Unter Umständen lassen sich durch geeignete Abkühlungsverhältnisse in zinnärmeren, billigeren Rotguß-Legierungen dieselben Eigenschaften erzielen wie in zinnreicheren, teureren Legierungen, die nicht die geeignete Vorbehandlung erfahren haben.

249. Heyn und Bauer. Mitt. K. M. A. 1911, S. 29 und 63. Untersuchungen über Lagermetalle. I. Weißmetall. II. Rotguß.

250. Smith und Humphries. Inst. Met. **5**, 194; 1911. Einige Untersuchungen über Lagerweißmetalle.

IX. Magnesium und seine Legierungen.

251. Bruni, Sandonnini und Quercigh. Z. an. Chem. **68**, 73; 1910. Über die ternären Legierungen von Magnesium, Zink und Kadmium.

X. Silizide und Silizium-Legierungen.

252. Baraduc-Muller. Rev. Mét. **7**, 657; 1910. Metallsilizide. Wirkung des Silizium-Karbides auf einige Metalloxyde.

253. Friley. Rev. Mét. **8**, 457; 1911. Untersuchungen über einige Metallsilizide und Beitrag zum Studium der Dichten der Legierungen.

254. Lebeau und Bossuet. Rev. Mét. **6**, 273; 1909. Über das System Silizium-Magnesium.

255. Vogel. Z. an. Chem. **61**, 46; 1909. Über Magnesium-Silizium-Legierungen.

256. Tamaru. Z. an. Chem. **61**, 40; 1909. Über die Legierungen des Siliziums mit Zinn, Blei und Thallium.

257. Tamaru. Z. an. Chem. **62**, 81; 1909. Über Silizium-Kalzium-Legierungen.

XI. Phosphide und Phosphor-Legierungen.

258. Jolibois. Doktorarbeit, Paris, 1910. Untersuchungen über den Phosphor und die Metallphosphide.

259. Jolibois. C. R. **150**, 106; 1910. Über zwei neue Nickelphosphide.

XII. Molybdän, Tantal, Titan, Wolfram.

260. Fink. Met. Chem. Eng. **8**, 340; 1910. Geschmeidiges Wolfram und Molybdän.

261. v. Pirani und R. Meyer. Verh. Phys. Ges. **13**, 540; 1911. Über den Schmelzpunkt des Tantals.

262. Weiß. Z. an. Chem. **65**, 279; 1910. Über das Wolframmetall.

XIII. Verzinken und Verkupfern von Eisen.

263. Heyn und Bauer. Mitt. K. M. A. 1908, S. 200. Vergleichende Untersuchung zweier Blechsorten, die sich beim Verzinken verschieden verhalten.

264. Guertler. Metallogr. **1**, 353; 1911. Studien über die Struktur verzinkten Eisens.

Digitized by Google

265. Tassin. Am. Soc. Test. **10,** 280; 1910. Kupferüberzogener Stahl. Seine Herstellung, Eigenschaften und Verwendung.
Vergl. auch Nr. 363.

XIV. Verschiedene Legierungen.

266. Berry. Proc. Roy. Soc. A, **86,** 67; 1911. Destillation von Zweistoffmischungen der Metalle in der Luftleere.
267. Bruni und Quercigh. Z. an. Chem. **68,** 198; 1910. Silber-Kadmium-Legierungen.
268 Coste. C. R. **151,** 859; 1911. Metallographie des Systems Gold-Tellur.
269. Ducelliez. Bull. chim. (4), **7,** 158; 1910. Chemische Untersuchung der Kobalt-Kupfer-Legierungen.
270. Ducelliez. Bull. chim. (4), **7,** 506; 1910. Beitrag zur Kenntnis der Kobalt-Silber-Legierungen.
271. Friedrich und Leroux. Met. **6,** 1; 1909. Über das Schmelzdiagramm der Platin-Antimon-Legierungen.
272. Geibel. Z. an. Chem. **69,** 38; 1910. Gold-Palladium-Legierungen.
273. Haynes. J. am. chem. soc. 1911. Legierungen von Nickel und Kobalt mit Chrom.
274. Jones. Chem. Soc. **97,** 336; 1910. Silberamalgame.
275. Joyner. Chem. Soc. **99,** 195; 1911. Amalgame von Silber und Zinn.
276. Liebisch. Berlin. Sitzb. 1910, S. 365. Über Silberantimonide.
277. Masing und Tammann. Z. an. Chem. **67,** 183; 1910. Über das Verhalten von Lithium zu Natrium, Kalium, Zinn, Kadmium und Magnesium.
278. Masumi Chikashigé. Z. an. Chem. **72,** 109; 1911. Metallographische und photochemische Untersuchungen über das System Schwefel und Tellur.
279. Methewson. Metallogr. **1,** 81; 1911. Natrium-Gold-Legierungen.
280. Methewson. Metallogr. **1,** 51; 1911. Natrium-Silber-Legierungen.
281. Matsusuke Kobayashi. Z. an. Chem. **69, 1,** 1910. Telluride von Kadmium und Zinn.
282. Matsusuke Kobayashi. Metallogr. **2,** 65; 1912. Über die Legierungen des Tellurs mit Zink.
283. Parravano und de Cesaris. Metallogr. **2,** 70; 1912. Die Arsen-Antimon-Legierungen.
284. Parravano und de Cesaris. Metallogr. **2,** 1; 1911. Die Arsenide des Zinns.
285. Pellini. Gazz. chim. **40,** II, 42; 1910. Die Verbindungen des Selens und des Tellurs mit Quecksilber.
286. Pellini und Aureggi. Gazz. chim. **40,** II, 42; 1910. Quecksilber-Tellurid.
287. Pellini und Quercigh. Ac. Roma, (5) **19,** 415; 1910. Telluride von Silber und Gold.
288. Pellini und Quercigh. Ac. Roma. (5) **19,** II, 350; 1910. Natrium-Telluride.
289. Petrenko und Fodorow. Z. an. Chem. **70,** 157; 1911. Über die Legierungen des Silbers mit Kadmium.
290. Quercigh. Z. an. Chem. **68,** 301; 1910. Natrium-Silber-Legierungen.
291. Urazoff. Z. an. Chem. **64,** 375; 1909. Gold- und Magnesium-Legierungen.
292. Urazoff und Vogel. Z. an. Chem. **67,** 442; 1910. Über das Zustandsdiagramm der Gold-Magnesium-Legierungen.

Digitized by Google

293. Vogel. Z. an. Chem. **63**, 169; 1909. Über Gold-Magnesium-Legierungen.
294. Vogel. Z. an. Chem. **72**, 319; 1911. Über Cer-Zinn-Legierungen.
295. Wahl. Z. an. Chem. **66**, 60; 1910. Über Kobalt-Gold-Legierungen.
Vergl. auch Nr. 333. Über Mangan-Arsen-Legierungen.

XV. Allgemeines über Legierungen.

Vom Standpunkt der Phasenlehre ist beispielsweise zwischen einer aus dem flüssigen Zustand erstarrten Blei-Antimon-Legierung und einer durch Zusammenpressen sehr feiner Blei- und Antimonteilchen unter Druck erhaltenen Mischung (Preßlegierung) kein durchgreifender Unterschied vorhanden, wenn auch im Gefügeaufbau und in den mechanischen Eigenschaften Unterschiede bestehen. Es zeigt sich infolgedessen eine gewisse Schwierigkeit bei der Definition des Begriffes „Legierung". Außerdem sind noch die „Mischlegierungen" in Betracht zu ziehen, die durch Einbetten nichtmetallischer oder metallischer Stoffe in eine in der Erstarrung begriffene Legierung erhalten werden.

296. Masing. Z. an. Chem. **62**, 265; 1909. Über die Bildung von Legierungen durch Druck und die Reaktionsfähigkeit der Metalle im festen Zustande.
297. Tammann. Elektroch. **15**, 447; 1909. Über die beim Zusammenpressen von Pulver zweier Metalle erhaltenen Konglomerate.
298. Friedrich. Met. **7**, 97; 1910. Eine neue Perspektive im Legierungsgewerbe.
299. Guertler. Met. **7**, 264; 1910. Lagermetalle und Stampflegierungen.
300. Rosenhain. Inst. Met. **1**, 200; 1909. Metallographische Untersuchungen von Legierungen.
301. Tagueff. Ir. and St. 1910, I, 467. Die Gleichartigkeit der Metalle.
302. Field. Trans. Faraday Soc. **6**, 1; 1910. Die Umstände, von denen die Zusammensetzung elektrisch niedergeschlagener Legierungen abhängt.

XVI. Gase und metallische Stoffe.

Planmäßige Untersuchungen über die gegenseitige Einwirkung von Metallen und Gasen haben erst vor kurzer Zeit eine gewisse Aufklärung über die hierbei obwaltenden Gesetze gebracht. Hier sind in erster Linie die Arbeiten von Sieverts und seinen Mitarbeitern (303—309) zu nennen, die zu folgenden Ergebnissen führten:

In der Mehrzahl der Fälle wächst die Löslichkeit der Gase im flüssigen Metall mit der Temperatur. Eine Ausnahme bildet das System Silber und Sauerstoff, da das Lösungsvermögen des flüssigen Silbers gegenüber Sauerstoff mit steigender Temperatur abnimmt. Es besteht sonach bezüglich der Gaslöslichkeit zwischen

Digitized by Google

den feuerflüssigen und wässerigen Lösungen in der Mehrzahl der Fälle ein Unterschied.

Die Löslichkeit des Gases im flüssigen Metall ist in der Regel größer als die im festen Metall. Eine Ausnahme von dieser Regel bildet das Palladium, dessen Lösungsvermögen gegenüber Wasserstoff im festen Aggregatzustande größer ist als im flüssigen.

Es besteht die Möglichkeit, aus der Veränderung des Gaslösungsvermögens gewisser flüssiger Legierungen in Abhängigkeit von ihrem Gehalt an einem oder mehreren ihrer Bestandteile gewisse Schlüsse auf das innere Gleichgewicht in den flüssigen Legierungen zu ziehen.

Die in dem Metall gelöste Gasmenge ist bei unveränderter Temperatur nahezu der Quadratwurzel aus dem Druck p proportional. Diese Beziehung ist besonders auffällig, da ja sonst für Lösung von Gasen in wässerigen und organischen Lösungsmitteln in der Regel das Henrysche Gesetz annähernd gilt, wonach die Löslichkeit des Gases nicht der Quadratwurzel aus p, sondern dem Druck selbst proportional ist.

303. Sieverts, Habilitationsschrift Leipzig 1907, Verlag von Wilh. Engelmann. Über Okklusion von Gasen durch Metalle.
304. Sieverts und Hagenacker, Z. phys. Ch. **68**, 115; 1909. Über die Löslichkeit von Wasserstoff und Sauerstoff in festem und geschmolzenem Silber.
305. Sieverts und Krumbhaar, Ber. Chem. Ges. **43**, 893; 1910. Über die Löslichkeit von Gasen in Metallen und Legierungen.
306. Sieverts, Elektroch. 1910, S. 707. Über Lösungen von Gasen in Metallen.
307. Sieverts und Krumbhaar, Z. phys. Ch. **74**, 277; 1910. Über das Verhalten des festen und flüssigen Kupfers gegen Gase.
308. Sieverts, Z. phys. Ch. **77**, 591; 1911. Die Löslichkeit von Wasserstoff in Kupfer, Eisen und Nickel.
309. Sieverts und Bergner, Ber. Chem. Ges. **44**, 2394; 1911. Tantal, Wolfram und Wasserstoff.
310. Donnan und Shaw, Chem. Ind. **29**, 987; 1910. Löslichkeit von Sauerstoff in geschmolzenem Silber.
311. Belloc, C. R. **149**, 672; 1909. Über die aus erhitzten Metallen austretenden Gase.
312. Belloc, Ann. chim. phys. (8) **18**, 569; 1909. Über die im Stahl okkludierten Gase.
313. Charpy und Bonnerot, C. R. **152**, 1247; 1911. Über die im Flußeisen enthaltenen Gase.
314. Goerens, Met. **7**, 384; 1910. Über die Gase in technischen Eisensorten.
315. Guillemin und Delachanel, Rev. Mét. **8**, 1; 1911. Untersuchungen über die in Kupferlegierungen enthaltenen okkludierten Gase.

Digitized by Google

316. v. Pirani. Elektroch. **16**, 444; 1910. Über das Verhalten von Platin- und Nickeldrähten gegen Wasserstoff bei hohen Temperaturen.
317. Valentiner. Verh. Phys. Ges. **13**, 22. S. 1003, Nov. 1911. Wasserstoffabsorption durch Palladium bei niedrigen Drucken und tiefen Temperaturen.
318. Howe. Am. Soc. Test. **9**, 327; 1909. Das Zuschweißen von Gasblasen in Flußeisenblöcken.
319. Howe. Am. Soc. Test. **10**, 169; 1910. Das Zuschweißen von Gasblasen in Flußeisen.
320. Stead. Ir. and St. 1911, I, 54. Bemerkungen über das Zuschweißen von Gasblasen und Hohlräumen in Flußeisenblöcken.

XVII. Schwinden und Lunkern.

321. Coe. Ir. and St. 1910, II, 105. Mangan in Gußeisen und die Volumveränderungen bei der Abkühlung.
322. Hague und Turner. Ir. and St. 1910, II, 72. Einfluß von Silizium auf reines Gußeisen.
323. Osann. St. und E. **31**, 673; 1911. Das Lunkern des Eisens.
324. Turner. Inst. Met. **6**, 192; 1911. Volumänderungen in den Legierungen des Kupfers mit dem Zinn.
325. Turner und Murray. Inst. Met. **2**, 98; 1909. Die Kupfer-Zink-Legierungen. Untersuchungen über die Volumveränderungen.
326. Ewen und Turner. Inst. Met. **4**, 128; 1910. Die Schwindung der Antimon-Blei- und der Aluminium-Zink-Legierungen während und nach der Erstarrung.
327. Wüst. Met. **6**, 769, 1911. Über die Schwindung in Metallen und Legierungen.

XVIII. Seigerung.

Nach Howe (329) hängt der Grad der Seigerung in Flußeisenblöcken von der Größe des Blockes ab. Bei wachsender Blockdicke ist anfangs die Seigerung gering, bis die Dicke etwa 500 mm erreicht. Von da ab nimmt sie aber mit weiter steigender Dicke rasch zu.

328. Liddell. Eng. Min. **90**, 418; 1910. Seigerung von Gold und Kupfer.
329. Howe. Bullet. of the American Instit. of Mining Eng. 1909, S. 909.
330. Wüst und Felser. Met. **7**, 363; 1910. Der Einfluß der Seigerungen auf die Festigkeit des Flußeisens.

XIX. Hüttenmännische Vorgänge und Erzeugnisse.

331. Friedrich. Met. **6**, 169; 1909, **7**, 79; 1910. Thermische Daten zu den Röstprozessen.
332. Friedrich. Met. **7**, 33; 1910. Technisch-thermische Analyse der Hüttenprozesse.
333. Schoen. Met. **8**, 737; 1911. Zur Kenntnis der Erstarrungsdiagramme der binären Systeme Schwefelsilber-Schwefeleisen und Mangan-Arsen.

Digitized by Google

334. Komorowski. Met. **8**, 741; 1911. Untersuchungen über die Erstarrungstemperatur und den Gefügeaufbau einiger wichtiger Produkte der Hochofenbleiarbeit.
335. Mostowitsch. Met. **6**, 450; 1909. Das Verhalten des Schwerspates bei hohen Temperaturen und seine Reaktion gegen einige hüttenmännisch wichtige Körper.
336. Bornemann und Schreyer. Met. **8**, 619; 1909. Das System $Cu_2S - FeS$.
337. Wanjukoff. Met. **6**, 749; 1909. Über den Verbrennungsprozeß der Verunreinigungen bei der Kupferraffination im Flammofen.
338. Baykoff. Mitt. Petersb. **11**, 411; 1909. Zusammensetzung und Gefüge des Schwarzkupfers.
339. Baykoff und Troutneff. Rev. Mét. **6**, 519; 1909. Untersuchungen über das Wesen der Kupfersteine.
340. Fulton und Goodner. Am. Min. 1908. Der Aufbau der Kupfer-Eisen- und Kupfer-Blei-Eisensteine.

XX. Schlacken.

341. Kroll. Ir. and St. 1911, II, 126. Untersuchungen über das Wesen der Phosphate, die in der Thomasschlacke enthalten sind.

XXI. Kaltrecken*). Reckspannungen.

Beilby (342) vertritt den Standpunkt, daß in den Gleitflächen und sonstigen Flächen, längs deren bleibende Formänderungen vor sich gehen, sich eine glasige, amorphe Modifikation des Metalles bildet, welche ähnlich einem Schmiermittel die Verschiebung ermöglicht. Darnach würden also im kaltgereckten Metall zwei Phasen, eine kristallisierte und eine amorphe, in Betracht kommen.

Der Berichterstatter nimmt einen hiervon verschiedenen Standpunkt ein. Durch das Kaltrecken werden die Körner zerkleinert und teilweise gestreckt. Dadurch wird die Oberflächenenergie innerhalb des kaltgereckten Stoffes vermehrt und somit seine potentielle Energie gesteigert. Es entsteht ein metastabiler Zustand, da ja dem Gleichgewichte der Mindestwert von Energie entspricht. Man kann nun so weit gehen, die Zerkleinerung, bzw. Streckung der Körner in gewissen Gleitflächen infolge der örtlich gesteigerten Kaltreckung so stark anzunehmen, daß fast nur noch

*) Unter Kaltrecken ist bleibende Formänderung metallischer Stoffe bei gewöhnlichen Wärmegraden verstanden. Es ist hierbei gleichgiltig, ob die Formänderung durch Streckung, Zusammendrückung, Stauchung, Biegung, Verdrehung etc. herbeigeführt wurde.

Digitized by Google

Mole oder Molgruppen übrig bleiben, was dann den Übergang in einen amorphen Stoff bedeuten würde. Dem kann man nicht widersprechen; es ist eine Hypothese wie jede andere, und kann ihre Fruchtbarkeit nur durch den Erfolg zeigen, mit dem sie neue Gesichtspunkte und neue experimentelle Tatsachen anregt. Mir scheint aber die Annahme natürlicher, daß in den Gleitflächen sich nur dünne Schichten einer und derselben Phase bilden, in denen infolge der Kaltreckarbeit die potentielle Energie örtlich auf ein sehr hohes Maß gebracht worden ist. Meiner Meinung nach muß man die „Phasengleichgewichte" auseinanderhalten von den Gleichgewichten, die durch die Oberflächenenergie bedingt werden. Werden in einem Metall die Körner durch Kaltrecken zerkleinert oder gar gestreckt, so bleibt das Phasengleichgewicht unverändert, wohl aber wird das Gleichgewicht der „Korngröße und der Korngestalt" wegen der Vermehrung der Oberflächenenergie gestört. (Näheres hierüber siehe Martens-Heyn Materialienkunde, II. Teil, Hälfte A, Absatz 264, 271 bis 281, 293 bis 313.)

Zweifellos haben wir es sonach bei kaltgereckten Materialien mit metastabilen Gebilden zu tun, wie dies neuerdings Cohen (346) besonders überzeugend wieder hervorgehoben hat und wie es auch früher ausgesprochen worden ist. Das stabile Gleichgewicht würde nach Ansicht des Berichterstatters erst erreicht, wenn der Körper nicht aus einem Gemenge einzelner Kristallkörner der Grundbestandteile besteht, sondern wenn jede Phase ein einziges Kristallkorn bildet und dieses eine solche Gestalt hat, daß die Oberflächenenergie auf sämtlichen Grenzflächen einen Mindestwert hat. Solche metallische Stoffe sind technich gar nicht in Anwendung. Unsere technischen Metalle und Legierungen sind sonach durchweg in einem mehr oder weniger metastabilen Zustand des Gleichgewichtes. Der Grad der Metastabilität wird um so größer, je kleiner die Körner sind oder je mehr sie gestreckt werden, welche beiden Wirkungen z. B. durch das Kaltrecken erzielt werden können. Je größer nun die Abweichung vom stabilen Zustand ist, um so größer ist das Bestreben, sich diesem zu nähern. Diese Annäherung ist allerdings in der Mehrzahl der Fälle nur eine teilweise, da der Gruppierung der kleineren Körner zu größeren, und dem Zusammenziehen gestreckter Körner ein Reibungswiderstand entgegensteht, der von der Temperatur und dem äußeren Druck abhängt. Deshalb entsteht bei bestimmtem Druck,

Digitized by Google

bestimmter Temperatur und bestimmtem Anfangsgrad des metastabilen Gleichgewichtes in den Kristallkörnern nach gewisser Zeit ein scheinbarer Gleichgewichtszustand, der sich nicht merklich weiter ändert. Ich will diesen Zustand kurz als „Grenzzustand" bezeichnen. Er ist etwa zu vergleichen mit dem Zustand eines Körpers auf einer schiefen Ebene, dessen Abrutschen durch die Reibung verhindert wird.

Nach Cohen und seinen Mitarbeitern (346) kann durch eine Art Impfung des kaltgereckten metallischen Stoffes mit dem gleichen Stoffe nach dem Glühen unter Vermittlung eines Ätzmittels die Korngröße des kaltgereckten Stoffes vergrößert werden. Dies würde entsprechend meiner obigen Ausführung heißen, daß durch die Impfung des kaltgereckten Stoffes die Geschwindigkeit vergrößert wird, mit der er sich auf seiner Oberfläche dem „Grenzzustand" für die betreffende Temperatur, den betreffenden Druck und den betreffenden Anfangsgrad des metastabilen Gleichgewichtes nähert.

Die weitere Folgerung Cohens, daß das Aufreißen von stark kaltgereckten Metallen (z. B. Messing) mit dieser durch Impfen bewirkten „Rekristallisation" zusammenhängt, vermag ich vorläufig nicht zu teilen, wenn nicht weitere Beweisgründe gebracht werden, da sich dieses Aufreißen in einfacherer Weise durch die infolge ungleichmäßigen Kaltreckens im Metall erzeugten Eigenspannungen (Reckspannungen) erklären läßt.

Heyn und Bauer (349) haben ein Meßverfahren ausgearbeitet, um die Größenordnung solcher Reckspannungen (wie überhaupt auch die anderer Eigenspannungen) zu messen. Ausgeführte Messungen an kaltgezogenen Stangen aus Schweißeisen, hochprozentigem Nickelstahl, Messing, Deltametall usw. haben ergeben, daß die Reckspannungen ganz erhebliche Beträge annehmen und unter ungünstigen Verhältnissen bis nahe an die Bruchgrenze heranreichen können. Durch Glühen bei geeigneten Temperaturen werden sie beseitigt; es scheint nach neueren Untersuchungen im Materialprüfungsamt, daß bereits verhältnismäßig recht niedrige Wärmegrade genügen, um die Reckspannungen zu vermindern. Bei kaltgezogenen Stangen stehen in der Regel die äußeren Schichten unter Zug-, die inneren unter Druckspannungen. Bei kaltgehämmerten liegen, soweit sich bisher überblicken läßt, die Druckspannungen außen und die Zugspannungen innen. Werkstücke mit sparken Reckspannungen

Digitized by Google

können unter äußeren Einwirkungen (z. B. Anätzungen, Erschütterungen, Oberflächenverletzungen) von selbst aufreißen. Als Beispiele sind in der Arbeit angeführt: Aufplatzen von kaltgereckten Teilen aus Messing, Aluminiumbronze, Bronze, hochprozentigem Nickelstahl. Die Ursachen des oft erst nach Jahren eintretenden Aufreißens können sein: 1. Zusätzliche Beanspruchungen durch äußere Kräfte. 2. Zusätzliche Spannungen durch ungleichmäßige Erwärmung oder Abkühlung, also kurz gesagt infolge hinzutretender Wärmespannungen. 3. Verletzung der Oberfläche infolge mechanischer Einwirkung oder infolge von Anätzung.

So lassen sich z. B. Messinggegenstände mit starken Reckspannungen vielfach durch Eintauchen in Quecksilber oder Quecksilberlösungen in kurzer Zeit zum Reißen bringen. Unter Umständen genügt sogar Anstrich mit Zinnober, um diese Wirkung nach einiger Zeit der Lagerung in feuchter Luft herbeizuführen, da hierbei eine Umsetzung des HgS mit dem Kupfer zu CuS und Hg stattfindet.

Der häufig gebrauchte Ausdruck „Rekristallisation", der zur Erklärung des Aufreißens gebraucht wird, scheint dem Berichterstatter nicht am Platze zu sein. In den vielen Fällen des Aufreißens kaltgereckter Gegenstände, die von dem Berichterstatter bisher untersucht sind, ist noch niemals ein Anzeichen dafür entdeckt worden, daß an der aufgerissenen Stelle eine Gefügeänderung eingetreten wäre.

Bei Flußeisen werden nach Versuchen im Materialprüfungsamt Berlin-Lichterfelde durch Recken in der Blauwärme bei gleichem Grade der Formänderung wesentlich stärkere Reckspannungen hervorgebracht als durch Recken bei gewöhnlichen Wärmegraden. Es ist wohl möglich, daß auf diesen Umstand ein Teil der Brüchigkeit blauwarmgereckter Werkstücke aus Eisen zurückzuführen ist.

Eine häufig beobachtete Erscheinung ist das Aufreißen von Flußeisenröhren in Verdampfungsapparaten für Soda und Laugen. Berichterstatter hat oft den Versuch gemacht, Eisenproben durch Behandlung mit Alkalien zum Reißen zu bringen, aber ohne Erfolg. Nach einer Veröffentlichung von Stromeyer (351) scheint auch hier das Vorhandensein von Spannungen eine wichtige Rolle zu spielen. Stromeyer beobachtete, daß das Aufreißen der Röhren in den Verdampfern nur dort auftrat, wo sie unter Zugbeanspruchung standen. Er stellte deswegen Probestücke aus je zwei

Digitized by Google

Ringen her, von denen der äußere über den inneren unter Druck aufgezogen wurde, so daß der äußere Ring gezogen, der innere gedrückt war. Diese unter starken Eigenspannungen befindlichen Doppelringe wurden unter ähnlichen Verhältnissen wie in den Verdampfern längere Zeit mit Sodalauge in Berührung gebracht. Es zeigte sich, daß der äußere Ring spröde geworden war, während der innere unverändert blieb. Ebenso änderten sich die Ringe nicht, die ohne Spannung in gleicher Weise behandelt worden waren. Die Angelegenheit ist von äußerster Wichtigkeit für die chemische Industrie.

Außer den oben angeführten Reckspannungen, die sich durch Wegnahme einzelner Teile des Werkstückes teilweise beseitigen lassen, scheinen nach Ansicht des Berichterstatters in kaltgereckten Stoffen noch „Elementarspannungen" vorzukommen, die man sich etwa wie folgt veranschaulichen kann. Man denke sich kleine metallene Schraubenfedern in eine plastische Masse, z. B. Kitt, eingebettet und das Ganze ausgestreckt. Die Federn werden dadurch mitgestreckt. Nach Aufhören der das Strecken bedingenden Kraftwirkung haben sie das Bestreben, sich zu verkürzen, werden aber zum Teil daran durch die starke Reibung innerhalb der plastischen Grundmasse gehindert. Beim kaltgereckten Metall können ähnliche Verhältnisse eintreten, nur daß die plastische Masse und die elastischen Federn aus einem und demselben Stoff gebildet sind, da ja die Metalle sowohl plastischer als auch elastischer Formänderung fähig sind. Im kaltgereckten Metalle werden somit Teilchen elastisch angespannt sein können, denen nicht wie bei den Reckspannungen das Gleichgewicht durch elastische Kräfte anderer Teilchen gehalten wird, sondern die durch Reibung in ihrer gespannten Lage erhalten werden. Durch Zerschneiden des Werkstückes werden die dadurch bedingten „Elementarspannungen" nur in beschränktem Maße ausgelöst, sie werden deswegen auch in ausgeschnittenen Probekörpern ihre Wirkungen auf die Eigenschaften zur Geltung bringen (Festigkeitseigenschaften, spezifisches Gewicht usw.).

Interessante Beobachtungen haben Charpy und Le Chatelier (353 und 354) über das Wachsen der Eisenkörner im kaltgereckten Flußeisen gemacht. Hierbei wurde eine Stahlkugel in das Eisen eingedrückt. Die Probe wurde darauf so weit abgehobelt, daß der Eindruck eben verschwand und nur noch die Wirkung des Kalt-

Digitized by Google

reckens unterhalb des Eindruckes zurückgeblieben war. Die so vorbereitete Probe wurde sodann in der Nähe von 600 bis 700° C erhitzt. Es zeigte sich, das sich unter der Eindruckstelle ein Ring mit sehr groben Eisenkörnern gebildet hatte, der einen Kreis mit etwas kleineren Körnern umschloß. Außerhalb des Ringes war die Größe der Körner am kleinsten.

342. Beilby. Inst. Met. **6**, 5; 1911. Der harte und der weiche Zustand in Metallen.
343. Cohen. Elektrochemische Zeitschrift. **17**, 181; 1910. Physikalisch-chemische Untersuchungen über die ansteckenden Krankheiten der Metalle.
344. Cohen. De ingenieur. **25**, 349; 1910. Forcierkrankheit der Metalle.
345. Cohen. Z. phys. Ch. **68**, 214; 1909. Physikalisch-chemische Studien am Zinn.
346. Cohen und Inouye Z. phys. Ch. **71**, 301; 1910. Die Metastabilität unserer Metallwelt.
347. Wyroubow. Bull. soc. Franc. minéral. **33**, 296; 1910. Die ansteckenden Krankheiten der Metalle.
348. Wolff. De Ingenieur. **25**, 491; 1910. Metallographie und Forcierkrankheit.
349. Heyn und Bauer. Metallogr. **1**, 16; 1911. Über Spannungen in kaltgereckten Metallen.
350. Brass World. **6**, 269; 1910. Aufreißen von Messingröhren und -blechen durch Ammoniak.
351. Stromeyer. The Manchester Steam User's Association. Memorandum by Chief engineer 1910. Versuche über die Zuverlässigkeit von weichem Flußeisen.
352. Spring. Z. phys. Ch. **71**, 302; 1910. Bull. de l'ac. royale de Belgique no. 12, 1066, 1912. Über die Abnahme der Dichte einiger Stoffe infolge starker Zusammenpressung.
353. Charpy. C. R. **151**, 389; 1910. Rev. Mét. **7**, 655; 1910. Über die Krankheitserscheinungen des Kaltreckens im Stahl.
354. H. Le Chatelier. Rev. Mét. **7**, 655; 1910 und **8**, 370; 1911. Metallographische Beobachtungen.
355. Burgeß. Engng. **88**, 304; 1909. Der Angriff des Eisens vom Elektrochemischen Standpunkt aus.
356. Guillet. C. R. **151**, 1127; 1910. Über das Anlassen kaltgereckter Erzeugnisse.
357. Pannain. Gazz. chim. **40**, 427; 1910. Über die Änderung des Gefüges der Münzlegierungen während der Prägung.
358. Pannain. Gazz. chim. **40**, 431; 1910. Über die Änderungen der physikalischen Eigenschaften der Metallegierungen unter thermischer und mechanischer Einwirkung. I
359. Robin. Bullet. Soc. Ing. civ. (6) **63**, 523; 1910. Versuche über das Kaltrecken des Flußeisens und technischer Metalle.
360. Robin. Rev. Mét. **8**, 436; 1911. Mikrographische Untersuchungen über die Sprödigkeit der Stähle beim Stauchen.
361. Seyrich. Doktorarbeit, Dresden, 1911. Über die Einwirkung des Ziehprozesses auf die wichtigsten technischen Eigenschaften des Stahles.

Digitized by Google

362. Tammann. Göttinger Nachrichten 1911. Math. phys. Klasse, S. 191 und Z. phys. Ch. **75**, 108; 1910. Über die Änderungen der Eigenschaften der Metalle durch ihre Bearbeitung.

363. Winter. Glückauf. **46**, 901; 1910. Metallographische Untersuchungen über den Einfluß der Verzinkung auf Förderseildrähte.

XXII. Wärmespannungen.

Zur Messung der Wärmespannungen lassen sich ähnliche Verfahren anwenden wie zur Messung der Reckspannungen (S. XXI). Die Art der Messung und die hierbei in Betracht kommenden Gesichtspunkte sind von Heyn und Bauer (365) angegeben.

Die interessanten Fältelungen, die Zschokke (366) beim Abschrecken von kohlenstoffarmem Flußeisen erhielt, scheinen wohl auch auf Wärmespannungen zurückzuführen zu sein, die sich teilweise durch bleibende Formänderung ausgeglichen haben, so daß Fließfiguren auf der Oberfläche hervorgebracht wurden.

364. Heyn. Z. d. Ing. 1911, S. 201. Der technologische Unterricht als Vorstufe für die Ausbildung des Konstrukteurs.

365. Heyn und Bauer. St. und E. **31**, 760; 1911. Über Spannungen in Kesselblechen.

366. Zschokke. Rev. Mét. **7**, 161; 1910. Untersuchungen über den Einfluß plötzlicher Temperaturweehsel auf weiches Flußeisen.

XXIII. Fließvermögen.

367. Andrade. Proc. Roy. Soc. A. **84**, 1; 1910. Über das Fließvermögen der Metalle und ähnliche Erscheinungen.

368. Guye. Arch. Genève. (4) 474; 1910. Über die Viskosität der Metalle als Funktion der Temperatur.

369. Jänecke. Met. **8**, 68; 1911. Über den Fließdruck des Zinns bei höheren Temperaturen.

XXIV. Elektrische und magnetische Eigenschaften. Thermokraft. Elektronentheorie.

Angesichts der Tatsache, daß Betrachtungen über das innere Gleichgewicht in Phasen immer mehr und mehr in den Vordergrund gestellt werden, und man sich bezüglich dieser inneren Gleichgewichte bisher lediglich auf Annahmen von zum Teil sehr willkürlicher Art stützte, muß es als außerordentlich wichtig erscheinen, auf dem Wege des Versuches gewisse Anhaltspunkte für die inneren Gleichgewichte zu erlangen. Hier scheint mir außer der Ermittelung der Q, t-Linie (s. I. B d) die Bestimmung der elektrischen Leit-

Digitized by Google

fähigkeit der flüssigen Legierungen ein brauchbares Mittel zu werden. Ein Anfang hierzu ist gemacht von Bornemann und Müller (392).

370. Barus. Phys. Rev. **30**, 347; 1910. Über die Wahrscheinlichkeit eines inneren Zusammenhanges zwischen elektrischem Leitwiderstand und der Härte des Flußeisens.

371. Benedicks. Z. an. Chem. **61**, 181; 1909. Über die Härte und den elektrischen Leitungswiderstand der festen Metallösungen. Zu der Arbeit von Kurnakow und Shemczushny ebenda **60**, 1; 1908.

372. Brooks. Phys. Zeitschr. **11**, 471; 1910. Elektrischer Widerstand von Metallgemischen und Legierungen.

373. Burgeß und Aston. Am. Electrochem. **15**, 369; 1909. Legierungen von Elektrolyteisen mit Arsen und Wismut.

374. Burgeß. Met. Chem. Eng. **8**, 79; 1910. Die magnetischen und elektrischen Eigenschaften der Eisen-Kupfer-Legierungen.

375. Burgeß und Aston. Electrochem. und Metallurg. Ind. **7**, 476; 1909. Magnetische Eigenschaften von Eisen-Mangan-Legierungen.

376. Burgeß und Aston. Met. Chem. Eng. **8**, 23; 1910. Die magnetischen und elektrischen Eigenschaften der Eisen-Nickel-Legierungen.

377. Burgeß und Aston. Met. Chem. Eng. **8**, 131; 1910. Die magnetischen und elektrischen Eigenschaften der Eisen-Silizium-Legierungen.

378. Burgeß und Aston. Electrochem. und Metallurg. Ind. **7**, 403; 1909. Einfluß von Arsen und Zinn auf die magnetischen Eigenschaften von Eisen.

379. Burgeß und Aston. Am. Electrochem. **20**, 205; 1911. Elektrischer Leitwiderstand von Eisen-Legierungen.

380. Calvo. Ion. **2**, 409; 1910. Die Abhängigkeit der elektrischen Leitfähigkeit einiger Silberamalgame von der Temperatur.

381. Calvo. Ion. **2**, 408; 1910. Über die Leitfähigkeit einiger Kadmiumamalgame.

382. Diviš. Österr. Zeitschr. **59**, 187; 1911. Zugbeanspruchung und elektrischer Leitwiderstand.

383. Guertler. Inst. Met. **6**, 135; 1911. Die elektrische Leitfähigkeit und der Aufbau der Legierungen.

384. Guertler. Physik. Zeitschr. **11**, 476; 1910. Über die elektrische Leitfähigkeit der Legierungen mit ihren Temperaturkoeffizienten.

385. Kurnakow, Puschin, Senkowski. Z. an. Chem. **68**, 123; 1910. Elektrizitätsleitung und Härte der Legierungen aus Silber und Kupfer.

386. Kurnakow und Shemczushny. Z. an. Chem. **64**, 149; 1909. Elektrische Leitfähigkeit und Fließdruck isomorpher Gemische des Bleies mit Indium und Thallium.

387. Pécheux. C. R. **149**, 1062; 1909. Elektrische Eigenschaften der Stähle.

388. Smirnow und Kurnakow. J. russ. phys. chem. Ges. **43**, 725; 1911. Bestimmte Verbindungen mit veränderlicher Zusammensetzung ihrer festen Phase. I. Elektrische Leitfähigkeit und Härte des Systems Magnesium-Silber.

389. Urasow. J. russ. phys. chem. Ges. **43**, 752; 1911. II. Elektrische Leitfähigkeit und Härte der Legierungen des Magnesiums mit Kadmium.

390. Smith. Phys. Rev. **28**, 69; 1909. Die Wirkung mechanischer Spannungen auf die elektrische und Wärmeleitfähigkeit.

Digitized by Google

391. Vosmaer. Chem. Weekblad. **7**, 755; 1910. Änderungen in der molekularen Struktur der Metalle unter der Einwirkung des elektrischen Stromes.
392. Bornemann und Müller. Met. **7**, 396; 1910. Die elektrische Leitfähigkeit der Metallegierungen im flüssigen Zustand.
393. Müller. Met. **7**, 698; 1910. Fortsetzung von 392.
394. Hadfield und Hopkinson. Electr. Rev. **67**, 1003; 1910. Engng. **90**, 835; 1910. Die magnetischen Eigenschaften des Eisens und seiner Legierungen.
395. Hilpert und Mathesius. Elektroch. **18**, 54; 1912. Über die magnetischen Eigenschaften von Mangan- und Nickelstählen.
396. Hilpert und Dieckmann. Ber. Chem. Ges. **44**, 2378 und 2831; 1911.
397. Dieckmann. Doktorarbeit, Techn. Hochsch. Berlin, 1911. Über einige Mono- und Biarsenide des Eisens, Mangans und Chroms, über ihre chemischen und magnetischen Eigenschaften, sowie über die magnetischen Eigenschaften einiger Mangan-Wismut-Legierungen.
398. Holtz. Doktorarbeit, Berlin, 1911. Über den Einfluß von Fremdstoffen auf Elektrolyteisen und seine magnetischen Eigenschaften.
399. Kotaro Honda. Ann. Phys. (4) **32**, 1003; 1910. Die Magnetisierung einiger Legierungen als Funktion ihrer Zusammensetzung und Temperatur.
400. Kotaro Honda. Ann. Phys. (4) **32**, 1027; 1910. Die thermomagnetischen Eigenschaften der Elemente.
401. Kotaro Honda. C. R. **151**, 511; 1910. Das Gesetz von der Änderung des spezifischen Magnetisierungskoeffizienten der Elemente durch Erhitzen.
402. Mathesius. Doktorarbeit, Techn. Hochsch. Berlin. Studie über die magnetischen Eigenschaften von Mangan- und Nickelstahl.
403. Maurain. C. R. **150**, 777; 1910. Änderungen der magnetischen Eigenschaften des Eisens mit der Temperatur in schwachen Magnetfeldern.
404. Moir. Proc. Roy. Soc. Edinburgh. **31**, 505; 1910/11. Einfluß der Temperatur auf die magnetischen Eigenschaften der Kohlenstoff-Stähle.
405. Terry. Phys. Rev. **30**, 133; 1910. Wirkung der Temperatur auf die magnetischen Eigenschaften von Elektrolyteisen.
406. Waggoner. Phys. Rev. **28**, 393; 1909. Der Einfluß der niedrigen Temperaturen auf einige physikalische Eigenschaften einer Reihe von kohlenstoffhaltigen Eisenlegierungen.
407. Brown. Scientific Proceedings of the Royal Dublin Soc. **12**, 312 und 349.
408. Burgeß und Aston. Met. Chem. Eng. **8**, 673; 1910. Legierungen für Dauermagnete.
409. Mars. St. und E. 29. Okt. 1909. Magnetstahl und permanenter Magnetismus.
410. P. Weiß. Phys. Zeitschr. **9**, 358; 1908. Molekulares Feld und Ferromagnetismus.
411. P. Weiß. J. de. Physique. (4) **6**, 661; 1907.
412. P. Weiß. Arch. Genève. (4) **29**, 175; 1910. J. de Physique (4) **9**, 373; 1910. Bestimmung der Sättigungsmagnetisierung in absolutem Maße.
413. P. Weiß. Physik. Zeitschr. **12**, 935; 1911. Über das rationale Verhältnis der magnetischen Momente der Moleküle und der Magneton.
414. Weiß und Kamerlingh Onnes. C. R. **150**, 686; 1910. Die der Sättigung entsprechende Magnetisierungsintensität bei sehr tiefen Temperaturen.
415. Weiß und Kamerlingh Onnes. C. R. **150**, 687; 1910. Über die magnetischen Eigenschaften des Mangans, Vanadiums und Chroms.

Digitized by Google

416. Droz. Arch. Genève. (4) **29**, 204, 290; 1910 Das Annäherungsgesetz an die Sättigung und die Bestimmung der Sättigungsmagnetisierung in absolutem Maß.

417. Gans. Nachr. Göttinger Ges. Wiss. 1910, S. 197 und 1911, S. 118. Zur Elektronentheorie des Ferromagnetismus.

418. Hegg. Arch. Genève. (4) **29**, 592. — **30**, 15; 1910. Thermomagnetische Studien über Eisen-Nickel-Legierungen.

419. Kunz. Phys. Rev. **30**, 359; 1910. Die absoluten Werte der Momente der Elementarmagnete des Eisens, Nickels und Magnetits.

420. R. Meyer. Doktorarbeit, Greifswald. Über die Änderung des elektrischen Widerstandes reinen Eisens mit der Temperatur in dem Bereiche 0 bis 1000° C.

421. Radonovitch. Arch. Genève. (4) **32**, 315; 1911. Die Anfangssuszeptibilität des Nickels als Funktion der Temperatur und die Änderung des magnetischen Umwandlungspunktes mit dem Feld.

422. Behnsen. Physik. Zeitschr. **12**, 1157; 1911. Magnetismus von Kupfer und seinen Oxyden.

423. Richarz. Phys. Zeitschr. **12**, 1911. Über den Magnetismus von Legierungen.

424. Stifler. Phys. Rev. **33**, 268; 1911. Magnetisierung von Kobalt.

425. Haken. Verh. Phys. Ges. **12**, 229; 1910. Über die thermoelektrischen Eigenschaften der Metallegierungen.

426. Haken. Ann. Phys. (4) **32**, 291; 1910. Beitrag zur Kenntnis der thermoelektrischen Eigenschaften der Metallegierungen.

427. Haken. Doktorarbeit, Berlin. Wie bei 426.

428. Broniewski. Rev. Mét. **7**, 341; 1910 Über die thermoelektrischen Eigenschaften der Legierungen. Vergl. auch C. R. **152**, 85; 1911. (Mangan-Aluminium-Legierungen.

429. Rudolfi. Z. an. Chem. **67**, 65; 1910. Über die Thermoelektrizität von Legierungen. I.

430. Bernouilli. Elektroch. **15**, 646; 1909. Optische Konstanten gewisser fester Metallösungen.

431. Bernouilli. Ann. Phys. (4) **33**, 690: 1910. Die Thermokräfte fester Metalllösungen und das Gesetz von Schenck.

432. Schenck. An. Phys. (4) **32**, 261; 1910. Elektronentheoretische Studien an metallischen festen Lösungen.

433. Schenck. Elektroch. **15**, 648; 1909. Abweichungen vom Gesetz von Wiedemann und Franz bei festen Metallösungen.

Heusler-Legierungen.

434. Heusler und Richarz. Z. an. Chem. **65**, 110; 1909. Über Mangan-Aluminium-Kupfer. Bemerkungen zu der Abhandlung von Roß und Gray.

435. Knowlton. Phys. Rev. **32**, 54; 1911. Heusler-Legierungen. Magnetische Eigenschaften.

436. Roß. Inst. Met. **4**, 68; 1910. Über magnetische Legierungen aus nicht magnetischen Stoffen.

437. Roß und Gray. Z. an. Chem. **63**, 349; 1909. Über die magnetischen Eigenschaften der Legierungen von Mangan, Aluminium und Kupfer.

Digitized by Google

438. Schulze. Verh. Phys. Ges. **12**, 822; 1910. Elektrische Leitungsfähigkeit und thermoelektrische Kraft Heuslerscher Legierungen.
439. Steiner. Ann Phys. **35**, 727; 1911. Die Hysteresisverluste der ferromagnetischen Mangan-Aluminium-Bronzen in Abhängigkeit von der Frequenz des Wechselstroms.
440. Stephenson. University of Illinois Bullet. **8**, 1, 26/12, 1910. Magnetische Eigenschaften der Heuslerlegierungen.
441. Take Ber. Phys. Ges. **12**, 1059; 1910. Alterungs- und Umwandlungsstudien an Heuslerschen ferromagnetisierbaren Aluminium-Mangan-Bronzen.
442. Wedekind und Veit. Ber. Chem. Ges. **44**, 2663; 1911. Über einige weitere ferromagnetische Verbindungen des Mangans.

XXV. Praktische Anwendung der Metallographie.

443. Bauer. St. und E. 1909, Nr. 35. Bruchaussehen und Materialbeschaffenheit.
444. Bauer und Wetzel. St. und E. **31**, 226; 1911. Beschädigungen von Tenderradreifen durch starke örtliche Kaltreckung.
445. Bragg. Metal Industry. **9**, 26; 1910. Das Mikroskop in der Messing- und Bronzegießerei.
446. Brearley. Sheffield Soc. of Engineers and Metallurgists. 22. Nov. 1909. Die Verwendung mikroskopischer Verfahren bei technischen Problemen.
447. Carpenter und Edwards. Proc. Mech. Eng 16/12, 1910. Die Erzeugung druckdichter Güsse.
448. Desch. Inst. Met. **4**, 235; 1910. Einige häufige Fehler in Legierungen.
449. P. H. Dudley. Am. Soc. Test. **9**, 98; 1909. Dunkle Kohlenstoffstreifen in dem geseigerten Metall ausgespleißter Schienenköpfe.
450. Fay und Wint, Am. Soc. Test. **9**, 77; 1909. Weitere Untersuchungen über gebrochene Stahlschienen.
451. Heyn und Bauer. Mitt. K. M. A. 1910, S. 333. Untersuchung einer am Federgehäuse gebrochenen Hinterachse eines Motorlastwagens.
452. Heyn und Bauer. Mitt. K.M.A 1910, S. 302; Untersuchung eines im Betrieb geplatzten Siederohres
453. Heyn und Bauee. Mitt K.M.A 1909, Heft 2 und 3. Sprödigkeit von Bandstahl.
454. Heyn und Bauer. Forsch. **112**, 1911. Untersuchung eines gerissenen Flammrohrschusses.
455. Job. Am. Soc. Test. **9**, 90; 1909. Untersuchung fehlerhafter Martinstahlschienen.
456. Law, Merrett, Digby. Ir. and St. 1911, I, 103. Untersuchungen an Schweißungen.
457. Oberhoffer. St. und E. **30**, 239; 1910. Die Bedeutung der Metallographie für die Eisenindustrie.
458. Heyn. St. und E. **30**, 243; 1910. Zu 457.
459. Primrose. Inst. Met. **4**, 248; 1910. Metallographie als Hilfsmittel für den Metallgießer.
460. Révillon. Rev. gén. de chim. pure et appl. **12**, 396; 1910. Die Makrographie.
461. Révillon. Rev. Mét. **6**, 819; 1909. Die Anwendung der Metallographie in der Industrie.

Digitized by Google

462. Weiller. Chemiker-Zeitung. **34,** 1190; 1910. Die Metallographie in der Praxis.
463. Wickhorst. Am. Soc. Test. **9,** 422; 1909. Ein interessanter Bruch einer Treibachse.
464. Wickhorst. Am. Soc. Test. **10,** 212; 1910. Kohlenstoffarmes Flußeisen für Martinschienen.
465. Ernst Wiß. Z. d. Ing. **53,** 1417; 1909. Einfluß des autogenen Schnittes auf die Eigenschaften des benachbarten Metalles. Nach Versuchen des Kgl. Materialprüfungsamtes, Berlin-Lichterfelde.
466. Winter. Glückauf. **46,** 317; 1910. Metallographische Materialuntersuchung eines Kübel-Bügels.
467. Wolff. Verslag 34 van de vergaadering van het Kon. instituut van ingenieurs, afdeeling voor werktuig en scheepsbouw. Vlissingen. 2. Okt. 1909. Bemerkungen über Erzeugnisse aus Gußmetall.

XXVI. Phasenlehre.

468. Bornemann. Met. **7,** 740; 1910. Über einige allgemeine Eigenschaften der binären Zustandsdiagramme.
469. Desch. Inst. Met. **1,** 227; 1909. Metallverbindungen.
470. Bruni und Meneghini. Metallogr. **2,** 26; 1911. Bildung metallischer fester Lösungen durch Diffusion im festen Zustande.
471. Bruni und Meneghini. Ac. Rom. (5) **20,** I, 671 und 927; 1911. Bildung fester Lösungen zwischen Metallen durch Diffusion im festen Zustand.
472. Edwards. Inst. Met. **6,** 259; 1911. Weitere Bemerkungen über das Wesen der festen Lösungen.
473. Guertler. Z. phys. Ch. **68,** 177; 1910. Betrachtungen über die festen Lösungen der Elemente untereinander.
474. Hayes. Proc. Amer. Acad. **47,** 1; 1911. Eine Untersuchung der Fehler bei Abkühlungskurven und Verfahren zur Vermeidung dieser Fehler.
475. Jänecke. Met. **7,** 510; 1910. I. Isomorphie ternärer Mischungen bei Vorhandensein von Mischungslücken. II. Die ternären Legierungen der Metalle Kupfer, Silber, Gold; Chrom, Mangan; Eisen, Kobalt, Nickel; Palladium, Platin.
476. Mazzotto. Cim. (5) **19.** 215; 1910. Über die Erstarrungswärme der Legierungen von Blei-Zinn.
477. Mazotto. Cim. (5) **18,** 180; 1909. Neues Verfahren zur Prüfung von Mischkristallen, die bei verschiedenen Temperaturen aus Legierungen ausgeschieden werden.
478. Portevin. Rev. Mét. **7,** 1148; 1910. Anwendung der thermischen Analyse auf die Dreistofflegierungen.
479. Portevin. Rev. Mét. **8,** 7; 1911. Pseudobinäre Legierungen.
480. Rengade. Rev. Mét. **7,** 89; 1910. Über die theoretische Form der Abkühlungskurven von Zweistoffmischungen.
481. Rosenhain. Engng. **85,** 180; 1908. Beobachtungen über Abkühlungskurven.
482. Ruer. Z. phys. Ch. **71,** 337; 1910. Unabhängige Bestandteile in Verbindungen.

Digitized by Google

483. Ruer. Z. phys. Ch. **70,** 462; 1909. Über die Volumänderungen und Wärmetönungen, welche auftreten, wenn die Bestandteile einer einheitlich verdampfenden Verbindung einzeln in den Gasraum übergeführt werden.
484. Ruer. Z. phys. Ch. **68,** 1; 1909. Über die unüberschreitbare Linie im Dreistoffsystem und ihre Beziehung zum Gesetz der Verbindungsgleichgewichte.
485. Sargent. J. Franklin Inst. **169,** 253; 1910. Einige Bemerkungen über die Haltepunkte von Stahl, Bestimmungsverfahren und Wert derselben.
486. Scheffer. Z. phys. Ch. **71,** 671; 1910. — **71,** 214, 687; 1910. — **77,** 161; 1911. Heterogene Gleichgewichte bei dissoziierenden Verbindungen.
487. Schmidt. Met. **7,** 164; 1910. Die spezifische und Erstarrungswärme des geschmolzenen Roheisens.
488. Ssaposhnikow. J. russ. phys. chem. Ges. **41,** 1708; 1909. Über die Wärmekapazität metallischer Legierungen.
489. Tammann. Z. phys. Ch. **68,** 257; 1910. Zur Überhitzung von Kristallen.
490. Tammann. Z. phys. Ch. **69,** 569; 1909. Über Kristallarten, welche nur bei hohen Drucken absolut stabil sind.
491. Tammann. Ann. Phys. (4) **36,** 1027; 1911. Zur Thermodynamik der Gleichgewichte in Einstoffsystemen. I.
492. Young und Cross. J. am. chem. soc. **33,** 148, 1375; 1911. Der mechanische Reiz zur Kristallisation.
493. Woudstra. Chemisch Weekblad. **7,** 15; 1910. Die physikalische Chemie der Metalle und Legierungen.

XXVII. Hilfsvorrichtungen für metallographische Untersuchungen.

494. Aston. Elektrochem. und Metall. Ind. **7,** 15; 1909. Eine neue Maschine zum Polieren.
495. Benedicks. Met. **6,** 320; 1909. Eine bisher übersehene Grundbedingung für die Erhaltung scharfer metallographischer Mikrophotographien bei starken Vergrößerungen.
496. Brearley. Engineer 1910, S. 667. Apparat zum Aufzeichnen der Abkühlungskurven.
497. Burgeß, Bur. Stand. **7,** 570; 1910. Verfahren zur Bestimmung von Abkühlungskurven.
498. W. Campbell. Sch. Mines Quart. **31,** 241; 1910. Ein neues metallographisches Mikroskop.
499. Goecke. Met. **8,** 667; 1911. Der elektrische Vakuumofen und seine Verwendung.
500. Guertler. Met. **6,** 651; 1909. Ein neues Metallmikroskop.
501. Hayward. Am. Min. Dez. 1911. Apparat für Metallographie.
502. Heimstädt. Met. **6,** 58; 1909. Neues Metallmikroskop der Firma C. Reichert in Wien.
503. Loebe. Met. **7,** 5; **1910.** Über einige neue Hilfsmittel für die metallographische Praxis.
504. Maderno. Met. It. **2,** 181; 1910. Eine Abänderung am photographischen Mikroskop von Le Chatelier.

Digitized by Google

505. Portevin und Gartner. Rev. Mét. **7**, 921; 1910. Über die Verwendung schrägen Lichtes in der Mikrophotographie.
506. Prauß. Met. **8**, 124; 1911. Gelenkarm für das Steadsche Betriebsmikroskop.
507. Preuß. St. und E. **29**, 289; 1909. Ein neues Verfahren zur Befestigung von Metallschliffen zwecks metallographischer Untersuchung.
508. Robin. Rev. Mét. **7**, 903; 1910. Mikrophotographischer Apparat.
509. Sauveur. Iron A. **85**, 1511; 1910. Magnetischer Halter für die mikroskopische Untersuchung der Metalle.
510. Sauveur. Am. Soc. Test. **10**, 518; 1910. Apparat für die mikroskopische Prüfung von Metallen.
511. Sauveur. Am. Min. Dez. 1911. Universalmikroskop.
512. Thwing. Met. Chem. Eng. **8**, 367; 1910. Graphischer Aufzeichner für Abkühlungskurven.
513. Wawrziniok. Met. **7**, 312; 1910. Vorrichtung zum Befestigen von Probestücken auf dem Objekttisch von Mikroskopen und zum Ausrichten von Schliffflächen.

XXVIII. Temperaturmessung.

514. Waidner und Burgeß. Bur. Stand. **6**, 150; 1910. Platinwiderstands-Pyrometrie bei hohen Temperaturen.
515. Burgeß. Bur. Stand. **6**, 111; 1909. Die Temperaturschätzung des Kupfers mit optischen Pyrometern.
516. v. Pirani Verh. Phys. Ges. **12**, 301; 1910. Über die Messung der wahren Temperatur von Metallen.

XXIX. Metallographische Verfahren.

517. Hilpert und Colver-Glauert. Ir. and St. 1910, II. 54. Schweflige Säure als Ätzmittel.
518. Kingsbury. Engng. **90**, 108; 1910. Das Polieren für die mikroskopische Untersuchung.
519. Joh. Königsberger. Met. **6**, 605; 1909. Eine neue Methode für die mikroskopische Metallographie.
520. Le Gris. Rev. Mét. **8**, 335; 1911. Vereinfachung der metallographischen Technik.
521. Le Gris. Rev. Mét. **8**, 613; 1911. Die Übereinanderlagerung von Metallegierungen.
522. Oberhoffer. Met. **6**, 554; 1909. Metallographische Beobachtungen im luftleeren Raum bei höheren Temperaturen.
523. Robin und Gartner. Rev. Mét. **8**, 224; 1911. Färbende Ätzung von Stahl Untersuchungen über Austenit und Martensit.
524. Wiedemann. St. und E. **29**, 1823; 1909. Zur Kupfer-Ammonium-Chlorid-Ätzung.

XXX. Bücher.

525. Bauer und Deiß. Probenahme und Analyse von Eisen und Stahl. Springer, Berlin 1912.
526. Bornemann. Die binären Metallegierungen. 1912.

Digitized by Google

527. Burgeß und H. Le Chatelier. The measurement of high temperatures. New York. John Wiley & sons.
528. Cavalier. Leçons sur les alliages métalliques. Paris 1910.
529. Desch. Metallography. London 1910.
530. Dessau. Die physikalisch-chemischen Eigenschaften der Legierungen. Braunschweig 1910.
531. Geiger. Handbuch der Eisen- und Stahlgießerei. O. Bauer: Metallurgische Chemie des Eisens. Metallographie.
532. Guertler. Metallographie.
533. Heyn und Bauer. Metallographie. Verlag Göschen, Leipzig.
534. Heyn und Bauer. Manuale di metallographia. Übersetzt von F. Carnevali mit eigenen Zusätzen und Bemerkungen.
535. Jänecke. Kurze Übersicht über sämtliche Legierungen. Hannover 1910.
536. Martens-Heyn. Handbuch der Materialienkunde. Teil II. Die technisch wichtigen Eigenschaften der Metalle und Legierungen. Hälfte A. Die wissenschaftlichen Grundlagen für das Studium der Metalle und Legierungen. Metallographie. Springer, Berlin.
537. Révillon La métallographie microscopique. Paris 1910.
538. Roberts-Austen. An introduction to the study of metallurgy. London 1910.
539. G. Mars. Die Spezialstähle, Stuttgart, Enke.
540. Herrero y Casaus. Principios teoréticos y aplicaciones prácticas de la metalografia; Madrid.

Verzeichnis der für die verschiedenen Zeitschriften gebrauchten Abkürzungen.

Ac. Roma = Atti della reale accademia dei lincei, Roma.
Ac. Torino = Atti della reale accademia delle scienze di Torino.
Am. Electrochem. = Transactions of the American electrochemical society.
Am. Mach. = American Machinist. Europäische Ausgabe.
Am. Min. = Transactions of the American institute of mining engineers.
Am. Soc. Test. = Proceedings of the American society for testing materials.
Ann. Phys. = Annalen der Physik.
Ber. Chem. Ges. = Berichte der Deutschen chemischen Gesellschaft.
Berlin. Sitzb. = Sitzungsberichte der Kgl. preußischen Akademie der Wissenschaften zu Berlin.
Bull. chim. = Bulletin de la société chimique de Paris.
Bur. Stand. = Bulletin of the Bureau of Standards, Washington.
Chem. Soc. = Journal of the society of chemical industry.
Chem. Ztg. = Chemikerzeitung.
Cim. = Il nuovo cimento periodico.
C. R. = Comptes rendus hebdomadaires des séances de l'académie des sciences.
Elektroch. = Zeitschrift für Elektrochemie.
Eng. Min. = Engineering and mining journal.

Digitized by Google

Engng. = Engineering.
Forsch. = Mitteilungen über Forschungsarbeiten herausgegeben vom Verein Deutscher Ingenieure.
Gazz. chim. = Gazzetta chimica italiana.
J. am. chem. soc. = Journal of the American chemical society.
Inst. Met. = Journal of the institute of metals.
J. phys. Chemistry. = The Journal of physical Chemistry, New York.
Ir. and St. = Journal of the iron and steel institute.
J. russ. metall. Ges. = Journal der russischen metallurgischen Gesellschaft.
J. russ. phys. chem. Ges. = Journal der russischen physikalisch-chemischen Gesellschaft.
Metallogr. = Internationale Zeitschrift für Metallographie, herausgegeben von W. Guertler.
Met. Chem. Eng. = Metallurgical and chemical engineering.
Met. It. = Metallurgia italiana.
Mitt K.M.A. = Mitteilungen aus dem Kgl. Materialprüfungsamt zu Berlin-Lichterfelde.
Mitt. Petersb. = Mitteilungen des Petersburger polytechnischen Institutes.
Met. = Metallurgie, Zeitschrift für die gesamte Hüttenkunde.
Phil. Trans. = Philosophical transactions of the royal society of London.
Phys. Rev. = The physical review.
Phys. Zeitschr. = Physikalische Zeitschrift.
Proc. Mech. Eng. = Proceedings of the institute of mechanical engineers, London.
Proc. Roy. Soc. = Proceedings of the royal society of London.
Rass. min. = Rassegna mineraria.
Rendic. Roma = Rendiconti della società chimica di Roma.
Rev. Mét. = Revue de Métallurgie.
St. und E. = Stahl und Eisen.
Verh. Gew. = Verhandlungen des Vereins zur Beförderung des Gewerbefleißes.
Verh. phys. Ges. = Verhandlungen der physikalischen Gesellschaft.
Z. an. Chem. = Zeitschrift für anorganische Chemie.
Z. d. Ing = Zeitschrift des Vereins Deutscher Ingenieure.
Z. phys. Ch. = Zeitschrift für physikalische Chemie.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II 2

SCHLACKEN-EINSCHLÜSSE.

Offizieller Bericht zur Aufgabe 43.

Von Dr. **Walter Rosenhain** vom National Physical Laboratory, Teddington, England.

(Aus dem Englischen ins Deutsche übersetzt von E. Wetzel.)

Indem der Verfasser der Aufforderung des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik Folge leistet, auf dem VI. Kongreß über das umfangreiche Gebiet der „Schlackeneinschlüsse" zu berichten, so bedauert er, daß er diesen Bericht nicht auf eigene ausgedehnte, systematische Untersuchungen, die eigens zu diesem Zweck ausgeführt sind, stützen kann. Seitdem der Verfasser die Frage auf dem Kopenhagener Kongresse erörtert hat, haben sich ihm zahlreiche Untersuchungsmöglichkeiten für dieses Gebiet, zum Teil auch durch die Arbeiten anderer Forscher, erschlossen. Er konnte jedoch diesen besonderen Zweig der metallographischen Forschung infolge anderweitiger Umstände nicht weiter verfolgen. Sein persönlicher Beitrag beschränkt sich daher auf einige besondere Versuche und auf die Sammlung von Ergebnissen seiner laufenden Praxis.

Der Gegenstand hat in Forschungskreisen besondere Beachtung gefunden und in gewisser Beziehung sind wichtige Fortschritte, namentlich in Frankreich, Amerika und England gemacht worden, so daß reichliches Material für den vorliegenden Bericht vorhanden ist. Des leichteren Verständnisses wegen erscheint eine systematische Gliederung des Gebietes in seine Hauptabschnitte ratsamer, als eine Wiedergabe der verschiedenen Veröffentlichungen. Es ist zu hoffen, daß diese Behandlungsart ein

Digitized by Google

klareres Bild von dem gegenwärtigen Stand dieser Frage gibt, als eine genaue Aufzählung der Arbeiten der einzelnen Forscher. Die Methode hat ferner den Vorzug, daß sie leichter eine sachliche Behandlung des ganzen Stoffes zuläßt, und die Gefahr abwendet, als Kritiker — für oder wider — der Arbeiten der einzelnen Verfasser zu erscheinen.

Die Hauptabschnitte, in die der Gegenstand zerfällt, sind folgende:

1. Nomenklatur.
2. Untersuchung der Konstitution der Einschlüsse.
3. Bildungsweise und Ursprung der Einschlüsse und Vorschläge zu ihrer Verhütung.
4. Verteilung der Einschlüsse im Stahl und ihre Wirkung auf die Eigenschaften des Stahles.
5. Vorschläge zur weiteren Untersuchung des Stoffes.

1. **Nomenklatur.** Der Ausdruck „Schlackeneinschlüsse", wie der Verfasser seinen dem Verbande vorgelegten Kopenhagener Bericht genannt hat, ist nach verschiedenen Richtungen hin abfällig kritisiert worden. Es wurde hervorgehoben, daß Mangansulfid-Teilchen nicht als „Schlacke" bezeichnet werden dürften, da weder saure noch basische Schlacke hauptsächlich aus dieser Substanz besteht. Streng und wörtlich genommen, hat dieser Einwand viel für sich, wenigstens soweit er Mangansulfid betrifft; es sollte aber eine etwas weitere Auslegung des Ausdruckes „Schlacke" erlaubt sein. Im Französischen wird der Ausdruck „Schlackeneinschlüsse" wiedergegeben durch „inclusions des scories". Der Gebrauch des Ausdruckes „Schlacke" ist gerechtfertigt, wenn wir ihn auf jeden geschmolzenen oder zum Teil geschmolzenen nichtmetallischen Stoff ausdehnen, welcher bei den Schmelz- oder Gießarbeiten vom Stahl mitgerissen oder abgeschieden wird. Alle Teilchen eines solchen Stoffes, die im Stahl gefunden werden, können passend als „Einschlüsse" bezeichnet werden, da sie ja, Zeit und andere günstige Bedingungen vorausgesetzt, vom Stahl ausgeschieden worden wären; sie sind eingeschlossen, weil der Stahl fest geworden ist, bevor sie abgeschieden worden waren. In diesem Sinne schließt der Ausdruck „Schlackeneinschlüsse" nicht notwendigerweise ein, daß die in Frage kommenden Körper Teile der wirklichen Oberflächenschlacke sind, welche mitaufgerührt und mechanisch vom Metall aufgenommen worden sind, obgleich der

Digitized by Google

Verfasser nicht daran zweifelt, daß dies der Ursprung wenigstens einiger der Einschlüsse ist, die im Handelsstahl vorkommen.

Eine andere Benennung dieser Körper ist von H. D. Hibbard (1) in einem Aufsatze: „Die festen, nichtmetallischen Verunreinigungen im Stahl" („The solid nonmetallic impurities in steel") gewählt worden. Diese Benennung ist durch Zusammenziehung der Anfangsbuchstaben einiger dieser Wörter in das neugeprägte Wort: „Sonim" abgekürzt worden. Gegen dieses geschickt erfundene Wort könnten indes manche Einwände erhoben werden. Wie alle solche erfundenen Wörter ist es an sich bedeutungslos, so daß der nicht Eingeweihte eine ausgewähltere Erklärung fordern dürfte, und die literarisch Bewanderten werden zögern, unserem bereits überbürdeten technischen Wörterschatz solch ein neugeprägtes Wort hinzuzufügen. Außerdem lassen sich gegen die volle Benennung: „Feste nichtmetallische Verunreinigungen" selbst Einwände erheben. So schlägt Hibbard vor, diese Körper in ihrem ursprünglichen Zustand, also im geschmolzenen Stahl zu untersuchen; sie können unter diesen Umständen kaum „fest" bezeichnet werden. Andererseits entsteht die Frage nach der Unterscheidung zwischen metallischen und nichtmetallischen Verunreinigungen. Hibbard rechnet Sulfide zu den Nichtmetallen, die Phosphide hingegen zu den Metallen. Es ist schwer zu erkennen, wodurch diese Unterscheidung gerechtfertigt erscheint. Wenn wir die Phosphide zu den Nichtmetallen zählen, fällt es schwer, eine Grenze zwischen Phosphiden und Karbiden zu finden. Das einzige passende Unterscheidungsmerkmal wäre dann die Frage, ob sich die Stoffe in genügend hoch erhitztem Stahl auflösen oder nicht. Die Löslichkeit des Eisenkarbides bei hohen Temperaturen steht natürlich außer allem Zweifel, aber bezüglich der anderen Stoffe ist die Meinung nicht gänzlich ungeteilt; so ist Ziegler (2) der Ansicht, daß die Sulfide und Silikate in hocherhitztem Stahl löslich sind; hinsichtlich der Oxyde spricht er von dem Bestehen eutektischer Mischungen.

In Anbetracht der Schwierigkeiten, die sich der Nomenklatur dieses Gegenstandes entgegenstellen, zieht der Verfasser es vor, vorläufig den Ausdruck „Schlackeneinschlüsse" beizubehalten, wenn es auch für den Text des vorliegenden Berichtes, ohne Mißverständnisse befürchten zu müssen, zulässig ist, das einfache Wort „Einschlüsse" zu gebrauchen.

Digitized by Google

2. **Untersuchung der Konstitution der Einschlüsse.** Dieser grundlegende wichtige Zweig des Gegenstandes hat wichtige Beiträge durch Matweieff (3) und Levy (4) erfahren. Der Erstere behandelt im wesentlichen die verschiedenen brauchbaren Methoden zur Feststellung der verschiedenen Arten von Einschlüssen, die bei der metallographischen Untersuchung gefunden werden, während der Letztere einige wichtigere Einschlüsse synthetisch untersuchte.

Die Methode von Matweieff besteht darin, durch Synthese Einschlüsse von bekannter Konstitution zu erzeugen, ihr Verhalten verschiedenen Reagenzien gegenüber zu ermitteln, und die so erhaltenen Resultate auf die Untersuchung der Einschlüsse zu übertragen, denen man unter praktischen Verhältnissen begegnet. Matweieff untersuchte die Oxyde des Eisens und Mangans, die Silikate des Eisens und Mangans (FeO, SiO_2; $2FeO$, SiO_2 und MnO, SiO_2; $2MnO$, SiO_2) und die Sulfide MnS und FeS. Dieser Forscher hat, wenn man von den Oxyden absieht, anscheinend nicht berücksichtigt, daß zwei oder mehrere dieser Körper möglicherweise Mischkristalle oder gegenseitige Lösungen bilden können. Seine Untersuchungen bedürfen daher einer Nachprüfung im Lichte neuerer Forschungen.

Einschlüsse der verschiedenen oben benannten Körper wurden durch Matweieff synthetisch in folgender Weise hergestellt: Er füllte ein kleines, in ein Eisenstück gebohrtes Loch mit der gepulverten Substanz, schloß das Loch mit einem Eisenstöpsel und erhitzte das ganze auf genügend hohe Temperatur. Systematische Untersuchungen mit flüssigen Reagenzien, wie sie in der Metallographie gewöhnlich gebraucht werden, zeigten, was auf Grund metallographischer Erfahrungen zu erwarten war, daß alle Einschlüsse, ausgenommen die Sulfide, nicht angegriffen wurden. Die Sulfide werden, wie bekannt, von sehr verdünnten Mineralsäuren angegriffen; darauf beruht das von Heyn ausgearbeitete, von Baumann abgeänderte Schwefelabdruckverfahren für örtliche Schwefelanreicherungen, das weitgehende Anwendung gefunden hat.

Nachdem sich die flüssigen Reagenzien für die Untersuchung der Einschlüsse als ungeeignet erwiesen hatten, wandte Matweieff seine Aufmerksamkeit den gasförmigen Reagenzien bei mehr oder weniger hohen Temperaturen zu. Er benutzte Wasserstoff und überhitzten Dampf. Hierbei fand er, daß schwache Lösungen organischer Säuren zur Unterscheidung zwischen Sulfiden und

Digitized by Google

Silikaten nützlich sind. Hinsichtlich ihres Verhaltens diesen Reagenzien gegenüber können die Einschlüsse in drei Klassen eingeteilt werden.

A. Beständige Körper, die weder vom Wasserstoff bei 300° C noch von überhitztem Dampf noch von schwachen Lösungen organischer Säuren angegriffen werden; es sind dies die Silikate des Eisens und Mangans.

B. Körper, die vom Wasserstoff bei 300° C zu Metall reduziert werden und wohl vom Dampf, nicht aber von verdünnten organischen Säuren angegriffen werden. Es sind dies die Oxyde des Eisens und Mangans. Manganoxyd wird zwar an sich vom Wasserstoff nicht reduziert; in Gegenwart von Eisen findet indes die Reduktion beider Stoffe statt. Nach dem Polieren einer im Wasserstoff erhitzten Probe erscheinen die Stellen, an denen ursprünglich Oxyde vorhanden waren, als glänzendes Metall gleich dem Ferrit des umgebenden Eisens oder Stahles; die Anwesenheit von Mangan läßt sich aber durch Ätzen mit sehr verdünnten alkoholischen Ferrichloridlösungen nachweisen. Manganfreies Eisen wird nur wenig angefärbt, sobald aber Mangan vorhanden ist, tritt starke Färbung auf.

C. Körper, die nicht von Wasserstoff oder Dampf, wohl aber von schwachen Lösungen organischer Säuren (z. B. Weinsäure) angegriffen werden; es sind dies die Sulfide des Eisens und Mangans. Erstere werden von der Säure schnell gefärbt, während Mangansulfide nur schwach angegriffen werden. Das Verhalten der Mischungen oder festen Lösungen von Eisen und Mangansulfiden ist von Matweieff nicht untersucht worden. Nach Levy erfordern diese Mischsulfide ein besonderes Studium von diesem Standpunkt aus.

Der Gebrauch des Wasserstoffes zur Reduktion von oxydischen Einschlüssen, denen man bei metallographischen Schliffen von Eisen oder Stahl begegnet, ist schon eine zeitlang vor der Veröffentlichung Matweieffs von Rosenhain und Humfrey (5) angewendet worden, welche bestimmte dunkle Flecken auf ausgeglühten weichen Eisenschliffen nach dieser Methode als Oxyde kennzeichneten.

Metallographische Forscher, welche früher der Schwierigkeit gegenüberstanden, die chemische Natur der in Eisen- und Stahlschliffen auftretenden Einschlüsse zu erkennen, werden den Wert

Digitized by Google

und die Wichtigkeit der systematischen Untersuchungen Matweieffs zur Feststellung der Natur dieser Körper würdigen; indes wird dieser Wert durch den Umstand etwas gemildert, daß der Gebrauch gasförmiger Reagenzien bei mäßig hohen Temperaturen eine etwas umständliche Handhabung ist, weil der Wasserstoff, falls man Beschmutzen der polierten Proben vermeiden will, sehr rein sein muß. Hoffentlich werden zukünftige Forschungen zur Auffindung einfacherer Verfahren zur Erkennung dieser Substanzen führen.

D. M. Levy (4) hat besonders die Sulfide des Mangans und Eisens und die Silikate dieser beiden Metalle untersucht. Er stellte diese Körper synthetisch dar und untersuchte sie thermisch und mikroskopisch. Der Wert eines solchen Verfahrens ist groß, und wenn es auch den bahnbrechenden Arbeiten Levys noch nicht gelang, eine vollständige und endgültige Aufklärung über diese Substanzen zu geben, so hat er doch die Frage soweit gebracht, daß man von weiteren, auf seinen Ergebnissen aufbauenden Forschungen, die allerwertvollsten Resultate erwarten darf.

Levy begann mit der Untersuchung der Mangansulfide. Er fand, daß mindestens eine Temperatur von 1450° C nötig ist, um vollständige Schmelzung dieser Substanz herbeizuführen. Die bei dieser Temperatur entstehenden Schmelzen beschreibt er als „außerordentlich zäh und plastisch". In der Abkühlungskurve dieser Substanz, die er von der Temperatur an aufnahm, bei der die Substanz vollständig flüssig schien, hat er keinen Haltepunkt beobachtet. Dies würde, falls die Beobachtung einwandfrei war, darauf hindeuten, daß das reine Mangansulfid bereits eine schlackenähnliche glasige Substanz ist, die nicht unter Kristallisation, sondern ohne einen kritischen Punkt zu durchlaufen, fest wird und einer unterkühlten Flüssigkeit gleicht, wie Glas oder glasige Schlacke. Im scharfen Gegensatz zu dieser Ansicht stehen Levys Angaben über den kristallinen Charakter des geschmolzenen Sulfides. Er beschreibt das Sulfid als „silbergrau, gut kristallisiert, von glänzendem metallischen Aussehen und dem Aussehen nach hochprozentigen Kupfersteinen ähnelnd. Die leicht zu zerkleinernden silbergrauen Kristalle bilden ein hellgrünes Pulver; die Substanz scheint regulär zu kristallisieren". Diese Angaben scheinen dem Verfasser mit Rücksicht auf den Umstand, daß bei der Abkühlung keinerlei Wärmetönung festgestellt worden war, so auffallend, daß er es unternahm, als einleitende Vorversuche über das vollständige

Digitized by Google

Studium des Gleichgewichtes der Eisen- und Mangansulfide einige Schmelzen mit reinem Mangansulfid auszuführen. Die Schmelzen wurden in einem Graphitiegel, der durch Ausbohren einer Stange reinen Graphits hergestellt worden war, vorgenommen. Der Tiegel wurde in einem Wechselstrom-Kohlerohrofen mit einer Stromstärke von 300—400 Ampere erhitzt.[1]) Die Atmosphäre im Ofen wurde durch Einleiten reinen trockenen Stickstoffes neutral erhalten, so

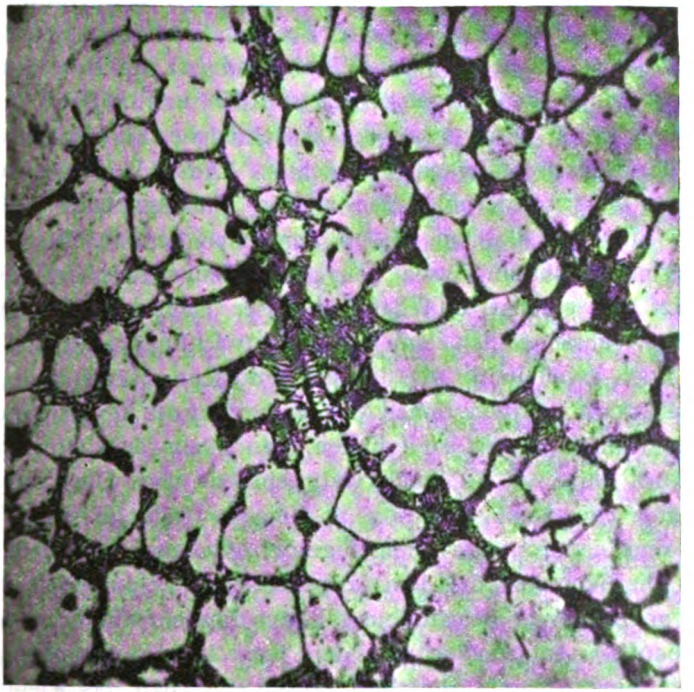


Abb. 1. Kleingefüge einer kleinen Mangansulfid-Schmelze.
Vergrößerung 150 fach.

daß nur der im Mangansulfidpulver eingeschlossene Luftsauerstoff zugegen war. Die Temperatur wurde mit Hilfe eines sorgfältig geeichten optischen Pyrometers ermittelt; thermoelektrische Temperaturmessungen wurden bei diesen einleitenden Versuchen nicht vorgenommen. Die Beschaffenheit des Tiegelinhaltes wurde mit Hilfe einer dünnen Kohlenstoffstange untersucht, welche durch den

[1]) Der Verfasser ist seinem Kollegen am National Physical Laboratory, Dr. J. A. Harker F. R. S. für die Überlassung dieses Ofens zu Dank verpflichtet.

Digitized by Google

Kohlenstoffstopfen hindurchging, der die obere Öffnung des Ofens abschloß. Anfangs ruhte der Kohlenstoff-Stab auf der Oberfläche des Pulvers, mit dem der Tiegel gefüllt war; bei einer bestimmten Temperatur aber sank der Stab auf den Tiegelboden. Beim Herausziehen zeigte sich der Tiegelinhalt zähe, wurde aber mit steigenden Temperaturen nachgiebig. Die Beobachtungen mit dem optischen Pyrometer zeigten, daß die beobachtete Zähigkeit bei einer Temperatur von etwa 1320° C aufhört. Die Ofentemperatur wurde niemals über 1350° C gesteigert. Bei der Abkühlung wurde festgestellt, daß der beobachtete Widerstand bei der Bewegung des Kohlenstabes in den Tiegel zwischen 1320° und 1310° C begann. Um die gleiche Zeit wurde eine entschiedene Verminderung der Abkühlungsgeschwindigkeit beobachtet. Diese Versuche wurden mehrere Male wiederholt. Sie weisen mit ziemlicher Sicherheit darauf hin, daß das zu diesen Versuchen benutzte MnS (reines MnS von Kahlbaum) etwa bei einer Temperatur von 1315° C schmilzt und erstarrt, und daß bei dieser Temperatur bei der Abkühlung wahrscheinlich eine Wärmeentwicklung auftritt. Es ist indes noch zweifelhaft, ob die geschmolzene Masse bei diesem Versuch noch wirklich reines MnS war, da trotz der Bemühungen, die Atmosphäre neutral zu erhalten, Rauch aus dem Ofen aufstieg und kurz darauf SO_2-Geruch wahrnehmbar war. Die Vermutung, daß eine chemische Reaktion in kleinem Umfange stattgefunden hatte, wurde durch das Kleingefüge der erhaltenen Schmelze unterstützt. Die Schmelze, die dem Aussehen nach vollkommen mit der oben angegebenen Beschreibung Levys übereinstimmte, wich im Gefügeaufbau entschieden von dem von Levy angegebenen ab. In Abbildung 5 seines Berichtes zeigt Levy, daß das Kleingefüge reinen geschmolzenen MnS, wie es auf ungeätzten polierten Schliffen auftritt, aus Polyedern besteht, die von kleinen unterbrochenen Häutchen einer dunklen Substanz getrennt werden, die aber keine Anzeichen dafür bietet, daß sie ein zweiter Gefügebestandteil ist. Das Kleingefüge der vom Verfasser hergestellten Schmelze ist in Abbildung 1 wiedergegeben; es besteht aus schwachgefärbten Polyedern, die in einem schön ausgebildeten und typischen Eutektikum eingebettet liegen. Die im Lichtbild wiedergegebene Probe ist kurze Zeit mit sehr verdünnter alkoholischer Salzsäure geätzt worden. Dadurch wird der in geringer Menge auftretende eutektische Gefügebestandteil, der bereits vor

Digitized by Google

der Ätzung — wenn auch undeutlich — sichtbar war, dunkel gefärbt. Wenn die Hauptmenge der in Frage stehenden Probe aus Mangansulfid besteht, ist es überraschend, daß in dem Eutektikum ein Bestandteil auftritt, der stärker von verdünnter Säure angeätzt wird, als Mangansulfid; denn augenscheinlich ist der helle und nicht der dunkle Bestandteil des Eutektikums mit den zuerst abgeschiedenen MnS-Kristallen identisch. Was für eine Zusammensetzung das Eutektikum auch immer haben mag, die annähernde Bestimmung des Schmelz- und Erstarrungspunktes dieser Substanz muß durch seine Gegenwart in beträchtlichem Maße beeinflußt werden, so daß der wirkliche Erstarrungspunkt des reinen Mangansulfids sicher höher, vielleicht beträchtlich höher als 1315° C (± 5) liegt, wie er bei diesen Versuchen gefunden wurde. Mit Rücksicht auf die verhältnismäßig geringen Mengen des Eutektikums ist jedoch nicht anzunehmen, daß der Schmelzpunkt des reinen Sulfids erheblich höher als 1350° C liegt.

Der Schmelzpunkt des Mangansulfids ist auch von Fay (6), der reines Mangansulfid im elektrischen Ofen in einer Schwefelwasserstoffatmosphäre schmolz, untersucht worden. Mit Hilfe eines Thermoelementes fand er den Erstarrungspunkt zu 1162° C; es ist aber nicht angegeben, was für ein Tiegel benutzt worden ist. Fay nimmt an, daß der Erstarrungspunkt bei seinem Versuch durch die Gegenwart freien Mangans in der Schmelze erniedrigt worden ist; in Anbetracht der reduzierenden Atmosphäre, die er benutzte, erscheint dies nicht unwahrscheinlich. Fays Bemerkungen jedoch, daß die Löslichkeit von Mangan im Mangansulfid an dem Umstand erkenntlich ist, daß sich die Färbung der Sulfideinschlüsse dem im Stahl auftretenden Mangangehalt entsprechend verändert, kann ebensogut durch Levys Beweis von der gegenseitigen Lösung der Mangan- und Eisensulfide erklärt werden.

Die Beobachtungen Levys und Fays und diejenigen des Verfassers, die oben beschrieben worden sind, weisen deutlich auf die Notwendigkeit umfassender Untersuchungen des Gleichgewichtsdiagrammes des Systems MnS-FeS hin. Ein solches Diagramm ist natürlich nur ein Teil des ternären Gleichgewichtes Fe-Mn-S, und es wird sich zeigen, ob das einfache Schmelzen reiner MnS- und FeS-Mischungen in neutraler Atmosphäre die erwünschte Aufklärung bringen wird. Wenn die beiden Verbindungen bei der Schmelzung, Auflösung und Erstarrung voll-

Digitized by Google

kommen unzersetzt bleiben, ist ein derartiges Vorgehen gerechtfertigt; wahrscheinlich aber muß noch ein kleiner Teil des ternären Systems, der in der Nähe der Linie FeS-MnS liegt, genau untersucht werden. Dies ist eine schwierige Aufgabe; der Verfasser hofft jedoch, sie ausführen zu können. Er glaubt, daß eine genaue Kenntnis dieses Gleichgewichtes von grundlegender Bedeutung für die ganze Frage der Sulfideinschlüsse ist.

Levys einleitende Untersuchungen dieses Gleichgewichtes haben gezeigt, daß Mangansulfid bis zu 50% Schwefeleisen in fester Lösung aufnehmen kann. Dieses Ergebnis ist nach zwei Richtungen hin von Wichtigkeit. Es besagt, daß das im Stahl gebildete MnS, falls der Mangangehalt des Stahles nicht hinreicht, um allen Schwefel zu binden, imstande ist, ungefähr die gleiche Menge Eisensulfid in fester Lösung aufzunehmen. Wieweit die Eigenschaften und das Verhalten dieser Mischungen denen des reinen Mangansulfids nahe kommen, bleibt noch zu ermitteln. Mit Rücksicht auf die Frage der Verteilung im Stahl ist es nicht ausgeschlossen, daß solch eine Lösung zweier Sulfide, die wahrscheinlich niedriger schmilzt als jedes Sulfid allein, sich in ihrem Verhalten mehr dem FeS, als dem weniger gefährlichen MnS nähert. Andererseits ist das Bestehen dieser Mischsulfide vom analytischen und mikrographischen Standpunkt aus von Wichtigkeit, weil ja ihr Verhalten Reagenzien gegenüber und ihr mikroskopisches Aussehen im Vergleich zu dem des reinen Mangansulfids davon betroffen wird.

Levy hat auch die Mangansilikate untersucht und drei verschiedene Formen beschrieben, nämlich: zwei Formen des Silikates $2MnO, SiO_2$ und eine des Silikates $2MnO, 3SiO_2$. Diese Körper sind dem Aussehen nach glasig, zeigen aber mehr oder weniger ausgeprägte Haltepunkte bei der Erstarrung; das Silikat $2MnO, SiO_2$ auch einige bei tieferen Temperaturen. Diese Haltepunkte beweisen nach Ansicht des Verfassers entweder, daß diese Silikate wirklich kristallisieren und nicht ausgesprochen glasig sind, oder daß, was wahrscheinlicher ist, bei den Temperaturen, bei denen Wärmetönungen auftreten, gewisse Kristallarten entstehen, welche in ihrer Zusammensetzung von der glasigen Muttersubstanz abweichen, so daß die erstarrte Masse ein Konglomerat von Kristallen darstellt, die in einer glasigen Mutterlauge eingebettet liegen. Levy gibt keinen mikroskopischen Beleg über die Natur

Digitized by Google

dieser Körper. Er macht aber bestimmte Angaben über ihren Erstarrungspunkt; der des Monosilikates liegt bei 1300° C; er wird durch Hinzutritt von 1% Eisen auf 1120° C erniedrigt. Der Haltepunkt des Trisilikates bei der Abkühlung ist bei 1255° C gefunden worden. Da diese Silikate wahrscheinlich anderen wohlbekannten Silikaten in ihrem Vermögen, gegenseitige Lösungen und glasige Körper bei der Abkühlung zu bilden, ähneln, so ist die Untersuchung des Gleichgewichtes dieser Körper, das wahrscheinlich mit dem anderer Silikate im Stahl und in der Schlacke zusammenfällt, wieder von besonderem metallurgischen Interesse, wenn auch ein Gebiet von außerordentlicher Schwierigkeit. Levy hat die Löslichkeit von Mangansulfid in Mangansilikaten in Mischungen der beiden Substanzen bis zu 50% Sulfid untersucht. Bis zu diesem Gehalte sind die beiden Substanzen im flüssigen Zustande vollständig miteinander mischbar; offenbar jedoch wird das Sulfid bei der Abkühlung beinahe gänzlich aus der Lösung ausgeschieden, denn Levy gibt an, daß es bei einem Sulfidgehalt von nur 1% „gerade möglich ist, Kügelchen von Sulfid zu erkennen". Bei höheren Mangangehalten zeigen sich wohl ausgebildete dendritische Sulfidkristalle in einer Mutterlauge von Silikaten, die im Aussehen der Struktur der im Stahl auftretenden Doppeleinschlüsse ähneln. Die Arbeit von Levy klärt auf diese Weise wenigstens in großen Zügen die Konstitution dieser Doppeleinschlüsse auf.

Eine wichtige Frage, die die Natur und die Konstitution der im Stahl auftretenden Einschlüsse betrifft, ist die ihrer Löslichkeit oder Unlöslichkeit in erhitztem oder geschmolzenem Stahl. Diese Frage berührt im Grunde unsere Auffassung über den Ursprung dieser Stoffe und ihr Verhalten während der Erstarrung und nachfolgenden Abkühlung des Stahles und — was das Wichtigste von allem ist — die Mittel zu ihrer Beseitigung. Wenn diese Substanzen in geringem Maße in geschmolzenem Stahl löslich sind, dann ist es praktisch unmöglich, sie vollständig zu entfernen. Andererseits ist vielfach angenommen worden — vielleicht auf Grund unzureichender Beobachtungen — daß die Sulfide und Silikate in geschmolzenem Stahl gänzlich unlöslich sind, und daß sie rein mechanisch suspendiert sind. Die Möglichkeit, daß die Silikate und Sulfide in geschmolzenem Eisen in geringem Maße löslich sind, und daß diese Löslichkeit mit steigenden Temperaturen

Digitized by Google

bis über den Schmelzpunkt merklich zunimmt, ist gewiß nicht von der Hand zu weisen. Im zutreffenden Falle würden die Einschlüsse während der Abkühlung vor dem Gießen aus dem geschmolzenen Stahl ausgeschieden. Ein Teil der Körper würde Zeit finden, zur Oberfläche zu steigen und sich mit der Schlacke zu verbinden. Der zurückbleibende aber würde in dem erstarrten Metall fest werden. Offenbar muß die Frage der Löslichkeit bei sehr hohen Temperaturen die Wirkungsweise der in den Ofen oder in die Pfanne gegebenen Zusätze beeinflussen; vorausgesetzt, daß solch eine Löslichkeit von der Temperatur, bei der die Zusätze gemacht werden, und von der Temperatur, bis zu der der Stahl sich abkühlen soll, bevor er in die Pfanne gefüllt wird, abhängig ist.

3. **Die Bildungsart der Einschlüsse und Methoden zu ihrer Verhinderung.** Die soeben erörterten Betrachtungen fallen eigentlich unter den vorliegenden Hauptabschnitt, sind aber in dem vorhergehenden Abschnitte beschrieben worden, da sie sich ja eng an die Frage der Natur und Konstitution dieser Körper anschließen.

Die Frage nach dem Ursprung der Einschlüsse ist von H. D. Hibbard viel erörtert worden. Als Ergebnis seiner Untersuchungen — die sich auf allgemeine Betrachtungen mehr oder weniger theoretischer Natur, nicht aber auf besondere experimentelle Unterlagen gründen — kommt er zu dem Schluß, daß die Bildung der Einschlüsse beinahe gänzlich von der reinigenden (Washing) Wirkung der Zusätze, besonders des Mangans, herrührt, die sich mit den gelösten Oxyden, Sulfiden und Silikaten verbinden, die im Stahl am Ende des Schmelzprozesses vor der Manganzugabe vorhanden sind. Es ist ein Versuch von Hibbard beschrieben worden, bei dem der gewöhnliche Manganzusatz durch einen Ferrosiliciumzusatz ersetzt worden ist, — hinsichtlich der Beschaffenheit des Stahles mit ungünstigen Ergebnissen. Nun wird der hohe Mangangehalt der Mehrzahl der Einschlüsse im allgemeinen zugegeben, und da der größere Teil des Mangans von den Zusätzen herrührt, die in die Pfanne gegeben werden, so folgt, daß diese Einschlüsse in der Pfanne oder noch später gebildet werden. Zu Gunsten des letzteren spricht die Ansicht von J. E. Stead, daß die Silikateinschlüsse auf alle Fälle von der Oxydation des Mangans und Siliziums herrühren, die beim Gießen des geschmolzenen Stahles aus der Pfanne in die Gußform infolge der Berührung mit der Luft eintritt.

Digitized by Google

Hibbard weist diese Ansicht als unwahrscheinlich zurück. Die Frage kann entschieden werden, wenn man die Beschaffenheit des Stahles mit Bezug auf seine Einschlüsse, die er in der Pfanne vor Eingabe der Zusätze aufweist, untersucht; sei es, daß man eine kleine Gußform mit Stahl von dieser Beschaffenheit füllt, sei es, daß man eine große Versuchspfanne füllt und dann die Metalle mikroskopisch prüft und die Einschlüsse mit denen vergleicht, die in demselben Stahl nach dem Manganzusatz gefunden werden. Es können so endgültige Ergebnisse über diesen Punkt erhalten werden. Hinsichtlich der Sulfide liegen natürlich bestimmte Tatsachen dieser Art bereits vor; betreffs der Silikate ist die Angelegenheit jedoch noch eine offene Frage. Eine genaue Untersuchung des Ursprunges der Einschlüsse, und die genaue Feststellung der Stufe im Stahlfabrikationsprozeß, bei der sie entstehen, ist der erste Schritt zur Beseitigung dieser Körper.

In Verbindung hiermit steht die wichtige Frage nach der Löslichkeit oder Unlöslichkeit von Eisenoxyd in geschmolzenem Eisen oder Stahl. Die Gegenwart kleiner Oxydmengen ist unter dem Mikroskop erkannt worden, und ihre Natur ist durch Reduktion mit Wasserstoff nachgewiesen; aber es muß streng geschieden werden zwischen den Oxyden, die bloß suspendiert sind und den Oxyden, die aus der Lösung abgeschieden worden sind. Bei Kupfer ist die Löslichkeit von Oxyd in geschmolzenem Metall festgestellt, und die Bildung eines wohlausgebildeten Eutektikums von Kupfer und Kupferoxydul ist von Heyn nachgewiesen worden (7). Ziegler (2) sieht ein ebensolches Eutektikum bei Eisen und Eisenoxyd als natürlich an, gibt aber keine endgültigen Beweise seines Bestehens. Vielleicht ist die genaue Untersuchung des Erstarrungspunktes des reinen Eisens die einzige brauchbare Methode, diesen wichtigen Punkt aufzuklären. Wenn der Erstarrungspunkt durch die Gegenwart von Oxyd, das mit dem geschmolzenen Metall in Berührung steht, wesentlich beeinflußt wird, dann sind wir zu der Schlußfolgerung berechtigt, daß ein bestimmter Grad von Löslichkeit vorhanden ist; wenn aber der Erstarrungspunkt dadurch nicht beeinflußt wird, ist die Wahrscheinlichkeit einer merklichen Löslichkeit gering. Die bisher vorliegenden Ergebnisse bieten nicht die notwendigen Unterlagen, da ja die Bestimmungen des Erstarrungspunktes (siehe Bericht von H. C. H. Carpenter (8) unter etwas abweichenden Bedingungen ausgeführt worden sind; anderer-

Digitized by Google

seits ist der hohe Reinheitsgrad der für die Auffindung der äußerst kleinen thermischen Wirkungen des Sauerstoffes wesentlich ist, noch nicht erreicht worden. Soweit Ergebnisse vorliegen, deutet die verhältnismäßig gute Übereinstimmung in dem Erstarrungspunkt reinen Eisens, wie ihn verschiedene Beobachter unter verschiedenen Bedingungen erhalten haben, darauf hin, daß die Wirkung von Oxyd in bezug auf die Erniedrigung des Erstarrungspunktes auf alle Fälle nicht groß ist. Außerdem zeigt die Entkohlung des in Berührung mit Eisenoxyden erhitzten Stahles, daß nicht nur das Eisenkarbid, sondern wahrscheinlich auch irgendeine Form Sauerstoff übertragender Substanzen fähig ist, durch den Stahl zu diffundieren. Im Zusammenhange hiermit ist die Kenntnis der genauen Löslichkeitsbeziehungen des Eisens und seiner Oxyde bei verschiedenen Temperaturen von großer Wichtigkeit, da sie unsere Kenntnis von der Bildungsart der Einschlüsse, Silikate und Oxyde berührt, so daß das Hauptgewicht auf diese Seite des Gegenstandes gelegt worden ist, um sie zur Kenntnis der Forscher zu bringen.

Nach dem oben Gesagten, scheint es, daß unsere Kenntnis der Bildungsart der im Stahl auftretenden Einschlüsse noch nicht hinreicht, um bestimmte Regeln für ihre mehr oder weniger vollständige Abscheidung aufzustellen. Es ist jedoch wahrscheinlich, daß die beiden Elemente Sauerstoff und Schwefel hauptsächlich für ihre Gegenwart im fertigen Stahl verantwortlich sind, während die Wirkung des Mangans darauf beruht, die Menge der Einschlüsse zu verringern und ihre schädliche Wirkung zu mindern. Andererseits ist es augenscheinlich, daß im Stahlfabrikationsverfahren, welches entweder von der Oxydation des Kohlenstoffes durch Einblasen von Luft oder durch den Sauerstoff des Erzes abhängt, die Gegenwart von Sauerstoff nicht gänzlich vermieden werden kann und zur Bildung der Silikate beiträgt. Unsere Kenntnis der Sulfide und Silikate des Mangans ist jedoch so weit vorgeschritten, daß wir sagen können, daß diese Körper im geschmolzenen Stahl wahrscheinlich als flüssige Kügelchen vorhanden sind. Um die Menge der Einschlüsse zu mindern, ist nur notwendig, die Methoden anzuwenden, die zur Abscheidung flüssiger, kugeliger Fremdkörpereinschlüsse aus einer dichteren Flüssigkeit bekannt sind. Die Bedingungen bestehen darin, daß die in Frage stehenden Kugeln veranlaßt werden, zusammenzufließen, so daß einige große Kugeln an Stelle der zahlreichen kleineren gebildet

Digitized by Google

werden, und daß diesen Kugeln Zeit gelassen wird, an die Oberfläche zu steigen. Die letztere Bedingung scheint hauptsächlich eine Frage der Wirtschaftlichkeit des Werkes zu sein und wird wahrscheinlich mehr Beachtung finden, wenn der Vorteil der Abscheidung der Einschlüsse in größerem Umfange erkannt worden ist Die erstere Bedingung ist ungleich schwieriger zu erfüllen und erfordert wahrscheinlich sehr sorgfältige Untersuchungen. Wir können vielleicht das ähnliche Verfahren der schnellen Abscheidung von Gasblasen aus geschmolzenem Glas anführen. Die erforderliche Zeit, die vergeht, ehe solche Blasen an die Oberfläche steigen, ist sehr groß, namentlich wenn die Blasen klein sind; ganz feine Blasen werden niemals vollständig aufsteigen. Der Glasmacher vermeidet diese Schwierigkeit auf zweifache Weise. Er stellt sein Glas so her, daß sehr kleine Blasen gar nicht gebildet werden, und zweitens begünstigt er das Aufsteigen der kleineren Blasen dadurch, daß er das geschmolzene Glas zum Kochen bringt, indem er eine Substanz einführt, die große Gasvolumina entwickelt, z. B. eine feuchte Kartoffel. Möglicherweise können beim Stahl ähnliche Methoden angewandt werden. Die genaue Zeit und Temperatur, wann Zusätze gegeben werden müssen, um die Größe der entstandenen Mangansulfid- und Silikatkügelchen zu beeinflussen, läßt sich feststellen. Außerdem muß es als möglich erachtet werden, durch besondere Mittel das Metall in Wallung zu bringen. Die Möglichkeiten scheinen auf alle Fälle Vorteile in sich zu schließen, die der Beachtung wert sind.

4. **Verteilung der Einschlüsse im Stahl und ihre mechanischen Wirkungen.** Die Verteilung der Einschlüsse, die natürlich von der Art ihres Ursprunges abhängt, ist sowohl von Hibbard als auch von Ziegler untersucht worden (1 und 2). Der erste Verfasser weist auf die Tatsache hin, daß der Einfluß einer bestimmten Menge von Einschlüssen von ihrer Verteilung abhängt. Kleine Kügelchen hält er für weniger gefährlich, aber die Form kleiner Häutchen an den Kristallgrenzen hält er für schädlich, selbst wenn ihre Menge so gering ist, daß sie mittels Mikroskops nicht erkannt werden können.

Ziegler schlägt eine Erklärung für die beobachtete Tatsache vor, daß die Einschlüsse gewöhnlich in den Ferritflächen untereutektischen Stahles und in den Cementitflächen übereutektischen Stahles gefunden werden. Es ist zu bedauern, daß dieser Verfasser

Digitized by Google

seine Erklärungen auf eine besondere Auffassung über die Art der Umwandlungen gründet, die Stahl bei der Abkühlung aus dem geschmolzenen Zustand erleidet. Sie weicht von der gewöhnlich angenommenen Ansicht ab und scheint mit den gewöhnlichen Gesetzen des heterogenen Gleichgewichtes unvereinbar zu sein. Die Ansicht, daß Stahl, wenn er fest wird, nicht auf einmal ein Aggregat von Austenitkristallen bildet, sondern daß solche Kristalle bei einer Temperatur abgeschieden werden, die etwas höher liegt als Ar_3, ist jedoch nicht grundsätzlich zu Zieglers weiterer Auslegung seiner Beobachtungen notwendig. Während nach Zieglers Ansicht das ganze der in heißem Stahl vorkommenden Elemente eine homogene feste Lösung bildet, welche bei Temperaturen etwas über Ar_3 in γ-Eisen-Kristallen und Teilchen anderer Substanzen (Einschlüsse) übergeht, werden die hauptsächlichen Tatsachen ebensowohl durch die mehr orthodoxe Ansicht erklärt, daß die Einschlüsse im Stahl auf alle Fälle unterhalb der Erstarrungslinie des Gleichgewichtsdiagrammes nicht löslich sind, aber — infolge Kristallisation des Austenits — in die Korngrenzen zwischen den wachsenden Kristallen gedrängt werden, wenn auch einige der Kügelchen ohne Zweifel festgehalten werden und unter die dendritischen Dornen geraten, welche erst durch diese Kristalle gebildet werden. Diese Ansicht beläßt die Einschlüsse an der Stelle, an der sie nach Zieglers Beobachtungen sein sollen, nämlich in den Korngrenzen der ursprünglichen Austenitkristalle. Nach Ziegler — die von ihm angeführten Beobachtungen sind sehr treffend — dienen diese Einschlüsse als Keime oder Kristallisationszentren, an denen sich das α-Eisen, welches sich bei weiterer Abkühlung aus dem Austenit bildet, ansetzt. Ebenso wie die Kristallisation einer gesättigten, wässerigen Lösung vorwiegend auf irgendeinem fremden Körper, der in der Flüssigkeit suspendiert ist, beginnt, so scheidet sich der Ferrit oder Cementit auf den fremden Einschlüssen ab. Ziegler hat hiermit eine einleuchtende Erklärung für die Tatsache gegeben, daß Ferrit in etwas untereutektischen Stählen hauptsächlich in Form eines Netzwerkes angeordnet ist, welches die Korngrenzen der vorher vorhanden gewesenen Austenitkristalle darstellt. Zwei Schwierigkeiten jedoch bleiben noch auf befriedigende Weise zu erklären. Die erste ist die Tatsache, daß, wenn Austenitkristalle durch Erhitzen des Stahles auf erhöhte Temperaturen zum Wachsen gezwungen werden, die Einschlüsse

Digitized by Google

offenbar in die Korngrenzen der größeren Kristalle getrieben werden, da ja die überwiegende Mehrzahl der Einschlüsse in dem Ferritnetzwerk sich nicht auf irgendeine besondere Korngröße beschränkt, welche der Stahl besitzt. Wenn die Einschlüsse in die Zwischenräume der bei der Erstarrung ursprünglich gebildeten Austenitkristalle gedrängt werden, ist schwer einzusehen, wie sie

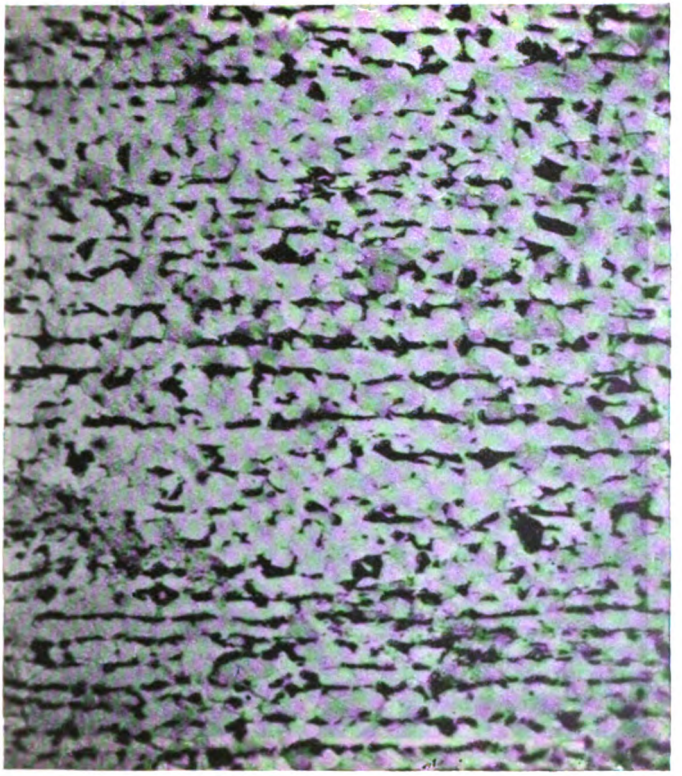


Abb. 2. Typischer zeilenartiger Gefügeaufbau gewalzten Stahles. Vergrößerung 100 fach.

durch den Stahl wandern können, um in den Korngrenzen der Austenitkristalle zu verbleiben bei all den Umwälzungen infolge mechanischer oder thermischer Behandlungen, die der Stahl erfährt. Zieglers Hypothese, daß die Einschlüsse in sehr heißem Stahl löslich sind, würde natürlich für dieses Verhalten sprechen, aber die grundlegende Tatsache solcher Löslichkeit erfordert einen direkten Beweis durch Methoden, wie Heiß-Ätzen oder Abschrecken, bevor

Digitized by Google

sie angenommen werden kann. Andererseits gibt es verschiedene Gründe für die Annahme, daß die Einschlüsse in Wirklichkeit nicht so beweglich sind, wie es scheint. Wenn wir die Einschlüsse gewöhnlich im Ferrit finden, so folgt daraus nicht notwendigerweise, daß die Ferritmaschen, in denen wir sie finden, übereinstimmen mit den zuletzt gebildeten Austenitkorngrenzen. Zwar ist in der Tat das Bestreben der Kristalle beobachtet worden, nach der Wärme-

Abb. 3 Riß in einer Stahlachse, den Einschlüssen folgend Vergrößerung 350 fach.

behandlung in das vorher bestehende Maschennetz zurückzukehren. So hat Stead bei verbranntem Stahl vor einiger Zeit gezeigt (9), daß Netzwerke von Einschlüssen, die durch Verbrennen hervorgebracht wurden, nach einer Wärmebehandlung bestehen bleiben, welche den vorherigen Ferritaufbau gänzlich verändert hat. Außerdem finden wir im Handelsstahl gewöhnlich eine zeilenartige Anordnung von Ferrit und Perlit, wie die in Abbildung 2 gezeigte, und obgleich dies sichtlich von dem Walzen, dem der Stahl unter-

Digitized by Google

worfen worden ist, herrührt, so bleibt die Zeilenanordnung trotz wiederholter Erwärmung bestehen. Wenn wir bedenken, daß die im Stahl vorhandenen Einschlüsse in langgestreckten Linien ausgewalzt worden sind, und daß jedesmal, sobald der Stahl durch Ar_1 hindurchgeht, der Ferrit danach strebt, sich auf diesen linienartigen Einschlüssen abzusetzen, so ist die Neigung zur Rückkehr in die zeilenartige Anordnung erklärlich. Wärmebehandlung konnte

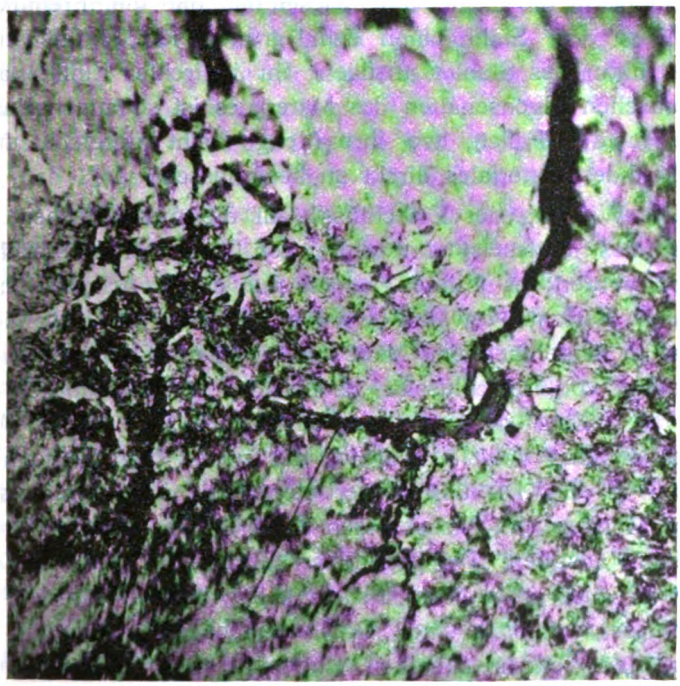


Abb. 4. Risse und Einschlüsse in einer gebrochenen Stahlfeder. Vergrößerung 300 fach.

in diesem Falle nur dann die Reihenanordnung zerstören, wenn die Zeit zu allmählicher Wanderung der Einschlüsse bei hohen Temperaturen hinreichte. Andauerndes Erwärmen hebt den zeilenartigen Gefügeaufbau auf. Das Vorhandensein und die Beharrlichkeit verhältnismäßig großer, kohlenstofffreier Streifen, die mit Einschlüssen durchsetzt sind, die gewöhnlich als „ghosts" bezeichnet werden, kann auf ähnliche Weise durch das ursprüngliche Auswalzen einer Austenitgrenze, die verhältnismäßig viel Einschlüsse enthielt, erklärt werden.

Digitized by Google

Ein anderes Beispiel für die verhältnismäßige Unbeweglichkeit der Einschlüsse sind die langen Schlackenstreifen oder „cinders", die man im gewalzten Eisen findet. Sie sind durch das Walzen gestreckt worden und beharren in ihren länglichen Formen trotz andauernder Erwärmung.

Die soeben angestellten Betrachtungen zeigen, wenn sie auch noch vieles zu erklären übrig lassen, dennoch die Wichtigkeit der Tatsachen, auf die Ziegler hingewiesen hat, daß die „Fremdkörpereinschlüsse" im Stahl einen sehr gründlichen Einfluß auf die Mikrostruktur des Stahles ausüben; ihr indirekter Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften des Materiales ist so augenscheinlich, gerade in den Fällen, wo ihre Menge nicht hinreicht, um die Festigkeit des Materiales direkt zu beeinflussen.

Die Wirkung der Einschlüsse auf die mechanischen Eigenschaften des Stahles ist von zahlreichen Forschern untersucht und erörtert worden; es können jedoch nur einige Arbeiten im vorliegenden Berichte erwähnt werden. Richtig ist, daß die Ansichten in zunehmendem Maße darin übereinstimmen, daß die Gegenwart von Einschlüssen als für den Stahl gefährlich anzusehen ist. Eine der wenigen Ausnahmen von dieser Ansicht ist die Meinung von J. E. Stead, die er auf dem Kopenhagener Kongreß in der Diskussion vertreten hat: daß verhältnismäßig geringe Mengen von Einschlüssen keine ernsteren Wirkungen auf den Stahl ausüben. Demgegenüber führen Guillet und andere Fälle von außerordentlicher Brüchigkeit von Stahl an, die durch Einschlüsse veranlaßt sind. Die schädlichen Wirkungen dieser Körper sind seitdem ziemlich eingehend von Hibbard in dem bereits angegebenen Aufsatz, von Ziegler und — auf Grund umfangreichen Untersuchungsmateriales noch eingehender — von Fay in seinem Bericht über „Eine mikroskopische Untersuchung gebrochener Stahlschienen, Mangansulfid als Übeltäter." erörtert worden. In diesem Aufsatze veranschaulicht Fay die Art, wie Risse durch Einschlüsse hervorgerufen werden, indem er vorher polierte Proben auf solche Weise zerbrach, daß der Verlauf des Bruches verfolgt werden konnte. Den von Fay angegebenen Fällen können zahlreiche andere hinzugefügt werden, wie die von Oberhoffer (10), Primrose (11) angegebenen und andere, die dem Verfasser bekannt geworden sind. Als Beispiel für die letzteren kann der in Abbildung 3 wiedergegebene Fall gelten. Die Ab-

Digitized by Google

bildung stellt einen Bruch in einer Eisenbahnachse dar, die im Betriebe gebrochen ist. Dieser Bruch folgt der Lage der kleinen Einschlüsse in überraschender Weise. Ein anderes treffendes Beispiel aus des Verfassers eigener Praxis ist eine übereinander gelegte Eisenbahnfeder, die im Betriebe versagte. Bei der Prüfung zeigte sich, daß sie in der Nähe zahlreicher kleiner Einschlüsse erheblich eingerissen war. Eine Mikroaufnahme einiger dieser Einschlüsse ist in Abbildung 4 wiedergegeben. Die Risse waren in diesem Falle augenscheinlich beim Härten entstanden. Die Abbildung veranschaulicht, wie gefährlich das Abschrecken von Stahl, der Einschlüsse enthält, werden kann.

Wenn es also reichliche Beweise gibt, die die Ansicht rechtfertigen, daß Einschlüsse dem Stahl schädlich sind und unter Umständen zu gefahrbringenden Brüchen führen können, so erheischt es nichtsdestoweniger einige Vorsicht, entstandene Fehler auf jeden Fall der Anwesenheit von Einschlüssen zuzuschreiben, die in dem zerbrochenen Gegenstande gefunden worden sind. In jedem Handelsstahl sind Einschlüsse — vom Bessemer- oder Siemensverfahren herrührend — in größeren oder kleineren Mengen vorhanden, und man ist leicht geneigt, ihnen jeden Fehler, der sich einstellt, zuzuschreiben. Es gibt aber noch andere Ursachen der Brüchigkeit von Stahl. Solche Fälle sind kürzlich von Humfrey (12) untersucht worden; es ergab sich, daß die Brüchigkeit des Stahles „interkristallinisch" war, d. h. die Brüche verliefen längs den Korngrenzen und nicht durch die Kristalle. Derartige Ursachen müssen sorgfältig beachtet werden. Von Zieglers Arbeit wissen wir, daß die Einschlüsse wie Keime in den α-Eisen-Kristallen eingebettet liegen, so daß Brüche, die längs den Korngrenzen der α-Eisen-Kristalle verlaufen, kaum der Anwesenheit dieser Körper zugeschrieben werden können.

5. **Vorschläge für weitere Untersuchungen.** Diese sind bereits in den einzelnen Kapiteln dieses Berichtes angedeutet worden, so daß nur nötig ist, sie kurz zusammenzufassen.

Was die Untersuchungen der Konstitution der Einschlüsse anbetrifft, so ist eine weitere Untersuchung der Sulfide und Silikate des Eisens und Mangans und der Konstitution der Mischungen oder Legierungen dieser Substanzen dringend geboten, um eine vollständige Kenntnis der Natur der im Stahl auftretenden Einschlüsse zu erhalten. Die Frage der Löslichkeit oder Unlöslichkeit

Digitized by Google

der Eisenoxyde bei verschiedenen Temperaturen ist gleichfalls ein Gebiet, das noch untersucht werden muß. Es wurde vorgeschlagen, dieser Frage durch genaue Untersuchungen des Erstarrungspunktes des reinen Eisens näher zu treten. Ebenso macht die Frage nach der Löslichkeit von Sulfiden und Silikaten des Eisens und Mangans im Stahl bei hohen Temperaturen weitere Untersuchungen notwendig. Erwünscht ist schließlich eine weitere Sammlung von Daten hinsichtlich der mechanischen Wirkungen der Einschlüsse, sei es, daß Brüche in der Praxis eintreten, sei es, daß besondere Untersuchungen an Materialien aus der Praxis oder an besonders hergestellten ausgeführt werden.

Zum Schlusse möchte der Verfasser hervorheben, daß der vorliegende Bericht keinen Anspruch darauf macht, ein erschöpfender Beitrag zu der vor drei Jahren ausgeführten Arbeit zu sein; er war aber bemüht, den Gegenstand, soweit er ihm bekannt geworden ist, so klar und unparteiisch wie möglich zu umfassen und besprach deshalb sowohl eingehend die Schwierigkeiten, die nach weiterer Untersuchung schreien, als auch die gediegenen Beiträge zu neuer Erkenntnis, die durch die verschiedenen Verfasser erlangt worden ist. Er hofft, daß der Bericht wenigstens dazu dienen möge, die Aufmerksamkeit der Hüttenleute und Ingenieure auf dieses Gebiet zu lenken.

(1) Hibbard, H. D.: „The Solid non-metallic Impurities in Steel" (Sonims). Bulletin of the American Institute of Mining Engineers. April 1911. S. 325.

(2) Ziegler: „Sur la Cristallisation du Fer Alpha", Revue de Métallurgie. vol. 8, Nr. 9., Sept. 1911.

(3) Matweieff: „Etude Métallographique des Scories du Fer et de l'Acier". Revue de Métallurgie, 1910, S. 447.

(4) Levy, D. M.: „A study of the Manganese Sulphides and Silicates in Steel", Journal of the Iron and Steel Institute, 1911, 3.

(5) Rosenhain und Humfrey: „The Crystalline Structure of Iron at High Températures". Proceedings of the Royal Society of London, 1909.

(6) Fay, H.: „A Microscopic Investigation of Broken Steel Rails: Manganese Sulphide as a Source of Danger". Proceedings of the American Society for Testing Materials. Vol. 8. 1908.

(7) Heyn, E.: „Kupfer und Sauerstoff". Mitteilungen des Königlichen Materialprüfungsamtes, Berlin, 1900, S. 315.

(8) Carpenter, H. C. H.: „The Freezing Point of Iron". Journal of the Iron and Steel Institute, 1908, 3. S. 290.

Digitized by Google

(9) Stead, J. E. und A. W. Richards: „Overheated-Steel", Journal of the Iron and Steel Institute, 1905, 2. S. 84.
(10) Oberhoffer, P.: „Die Bedeutung der Metallographie für die Eisenindustrie", Stahl und Eisen, 1910, Nr. 6.
(11) Primrose, J. S. G.: „Metallography as an Aid to the Engineer." Transactions of Glasgow Technical College. Vol. 5, 3. Dez. 1910.
(12) Humfrey, J. C. W., Carnegie Sholarship Report. Journal Iron and Steel Institute, 1912.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II3

ÜBER DAS ZUSAMMENSCHWEISSEN VON BLASEN UND HOHLRÄUMEN IN STAHLBLÖCKEN.

Von **J. E. Stead,** Middlesborough.

(Aus dem Englischen ins Deutsche übersetzt von E. Wetzel.)

Arten von Hohlräumen. In seinem dem britischen Verbande in Sheffield 1910 vorgelegten Bericht über das Zusammenschweißen von Blasen sagt unser Präsident, Professor Howe, bei der Erörterung der Arten der Hohlräume[1]) folgendes:

Die Blasen entstehen:

a) infolge zunehmender Konzentration der in der geschmolzenen oder flüssigen Muttersubstanz vorhandenen Gase, infolge einer bis zur Übersättigung und bis zum Freiwerden eines Teiles dieser Gase aus der übersättigten Lösung fortgesetzten Konzentration; vielleicht auch

b) in einigen Fällen, wie bei der Erstarrung von Stahlblöcken, durch Gasentwicklung infolge chemischer Reaktionen, die durch das Fallen der Temperatur oder durch den Übergang aus dem flüssigen in den festen Zustand hervorgebracht werden. Bei Stahlblöcken sind Anzeichen dafür vorhanden, daß während der Erstarrung durch Vereinigung von Sauerstoff und Kohlenstoff, die beide nebeneinander im flüssigen Metall vorhanden sind, Kohlenoxyd gebildet wird. Die von Howe angegebene chemische Reaktion ist wahrscheinlich von dem Sinken der Temperatur abhängig;

---

[1]) The Closing and Welding of Blowholes in Steel Ingots. British Association. Sheffield 1910.

The Closing of Blowholes in Steels Ingots. Proceedings American Society for Testing Materials. 1909. IX. p. 327.

The Welding of Blowholes in Steel. Proceedings American Society for Testing Materials. 1910. X. p. 169.

Digitized by Google

Bedingung für die Entwicklung von Blasen ist gelöstes Eisenoxyd und nicht nur die Gegenwart von Gasen.

„Oxydierter" Stahl, hergestellt durch Verarbeitung von Metall im Siemens-Martin-Ofen mit einem beständigen Überschuß von Oxyd in der Schlacke, gibt nach dem Eingießen in die Blockformen Gase ab, so daß die Blöcke löcherig werden.

Überblasener, kohlenstoffarmer Bessemerstahl entwickelt bei Zugabe von Spiegeleisen große Mengen Kohlenoxyd (CO). Wenn Aluminium oder Titan, welche große Verwandtschaft zu Sauerstoff haben, zu dem flüssigen, oxydreichen Metalle hinzugegeben werden, wird die Entstehung von Gasblasen oder die Entwicklung von Gas vollständig verhindert. Wir wissen, daß Aluminium Eisenoxyd reduziert und fähig ist, mit Kohlenoxyd unter Bildung von Tonerde und Kohlenstoff zu reagieren; Baker fand jedoch bei der Analyse der aus festem Stahl, dem Aluminium hinzugefügt worden war, abgesaugten Gase, daß große Mengen Kohlenoxyd der reduzierenden Wirkung des Aluminiums entgangen sein müssen.

Wir werden zu der Annahme gezwungen, daß Stahl bei seiner Erstarrung unter gewöhnlichem Drucke große und möglicherweise konstante Mengen gelösten Kohlenoxydes enthält, denen sich verschiedene Mengen Wasserstoff, Stickstoff usw. zugesellen, die bei der Erstarrung des Metalles nicht ausgeschieden werden, sondern in fester Lösung oder im Stahl okkludiert bleiben. Es gibt keinen Beweis dafür, daß Aluminium, Titan oder Silizium nichtgasförmige Verbindungen mit Wasserstoff, Stickstoff oder Methan, welche mit Kohlenoxyd in den von festem Stahl abgesaugten Gasen vermischt sind, eingehen. Dennoch verhindern diese Elemente die Blasenbildung in dem Block vollständig. Wir nehmen an, daß Wasserstoff und Stickstoff aus dem Stahl bei oder nahe bei seinem Erstarrungspunkt in der Regel nur dann austreten, wenn sie durch das entweichende Kohlenoxydgas, sobald hiervon mehr vorhanden ist, als der Stahl bei atmosphärischem Drucke in Lösung halten kann, hierzu veranlaßt werden

Es ist schwierig, zu einer anderen Schlußfolgerung zu gelangen als zu der, daß Aluminium nur das gelöste Eisenoxyd entfernt, welches in flüssigem Stahl bei hohen Temperaturen neben gekohltem Eisen bestehen kann, mit letzterem aber reagiert, wenn die Temperatur bis auf oder unter den Erstarrungspunkt des Stahles fällt.

Digitized by Google

Howe gibt in seinem wertvollen Werke über „Stahl“ die Analysen von Gasen, welche aus Stählen nach dem Gießen in die Blockform entwichen und hat gezeigt, daß die Menge des entwickelten Kohlenoxydes nach Zusatz von Silizium beträchtlich geringer war als ohne Siliziumzusatz.

Die Gehalte waren:

in 100 Vol. Gas aus siliziumhaltigem Stahl	34·6%
„ 100 „ „ „ siliziumfreiem Stahl	57·3%
Unterschied . . .	22·7 Vol.

Die siliziumhaltigen Blöcke waren dicht, die siliziumfreien dagegen blasig.

Wenn die Gase gerade in dem Augenblicke, wo sie aus dem noch flüssigen oder erstarrenden Stahl entweichen, aufgefangen würden, könnten wertvolle Ergebnisse erzielt werden; dies ist jedoch noch niemals ausgeführt worden.

Die Gase in den Hohlräumen des erkalteten Stahles müssen notwendigerweise von den ursprünglich vorhanden gewesenen verschieden sein, denn das Gleichgewicht zwischen Eisen, Kohlensäure und Kohlenoxyd ändert sich beständig mit der Temperatur und dem Drucke.

Ein Beispiel für die Zusammensetzung der in einem weichen erkalteten Stahlblock eingeschlossenen Gase sind die nachfolgenden Analysen von Gasen, die ich selbst aus einer großen Blase in einer vierzölligen weichen Stahlstange aufgefangen habe. Die Menge des aufgefangenen Gases betrug mehrere Liter.

Kohlenoxyd . . .	50·5 %
Wasserstoff . . .	17·17%
Stickstoff	5·83%
Kohlensäure . . .	23·0 %
Grubengas . . .	3·5 %

Die große Menge Kohlensäure kann bei der Erstarrung des Stahles unmöglich vorhanden gewesen sein, sie muß während der Abkühlung entstanden sein; dies würde auf die ursprüngliche Anwesenheit größerer Mengen Kohlenoxydgas hindeuten, von dem ein Teil seinen Kohlenstoff an den Stahl abgegeben hat, während der freigewordene Sauerstoff sich mit einem anderen Teile zu Kohlensäure verbunden hat. Beim Wiedererhitzen würde die Reaktion umgekehrt verlaufen.

Digitized by Google

Professor Howe beschreibt in seinem oben angeführten Werke einen Versuch, den er mit einem gewalzten Kesselblech aus einem blasigen Block angestellt hat. Polierte Querschnitte wurden so gebogen, daß der Stahl gereckt und veranlaßt wurde, sich an den Stellen, wo er nur unvollständig zusammengeschweißt war, zu trennen. Wie der Verfasser richtig bemerkt, „sollte sich jede Spur einer Blase öffnen wie ein gebogenes Spiel Karten", ebenso wie schlackenreiches Schweißeisen aufreißt, wenn es auf die gleiche Weise beansprucht wird. In Wirklichkeit konnten nur Spuren eines solchen Aufberstens beobachtet werden, die so klein waren, daß sie überzeugend darauf hindeuteten, daß sehr gutes Zusammenschweißen stattgefunden hatte.

Ähnliche Versuche, die in Middlesborough mit einer großen Anzahl von Stahlschliffen, die von blasigen Blöcken entnommen waren, ausgeführt wurden, bestätigten die Ergebnisse von Professor Howe vollständig.

Bei meinen eigenen Versuchen, bei denen Aufreißen durch Biegen vorgenommen wurde, kamen beständig Fäden von Mangansulfid und bisweilen Schlackeneinschlüssen vor. Wo unter der Oberfläche oder verhältnismäßig tief Blasen in dem Block auftraten, die keine Seigerungen von Mangansulfid enthielten, war das Schweißen vollständig; von unvollständiger Schweißung war keine Spur vorhanden.

Künstlich hergestellte Hohlräume in Stahlstangen. In einem dem Iron and Steel-Institute im Mai 1911 vorgelegten Berichte hat Verfasser eine Anzahl von Versuchen beschrieben, die im nachfolgenden kurz wiedergegeben werden sollen. Hoch kohlenstoffhaltige Tiegelstahlstangen von zwei Zoll im Quadrat wurden in ihrer Mittelachse bis auf eine kurze Strecke durchbohrt. Die offenen Enden wurden mit Stahlstöpseln geschlossen. Die Stangen wurden bis auf etwa 900° C erhitzt und gehämmert, um die Hohlräume zu verschließen. Hierauf wurden die Stangen auf Temperaturen von etwa 1100° C gehalten, wo sie zu Abmessungen von ungefähr einem Zoll im Quadrat heruntergeschmiedet wurden.

Die Hohlräume schweißten in allen Fällen zusammen, meist vollständig, was durch Bruchproben, mikroskopische Prüfungen von Querschnitten und durch Biegeversuche nachgewiesen wurde. Es war absolut kein Unterschied im Kleingefügeaufbau zwischen der Schweißstelle und dem angrenzenden Metall vorhanden.

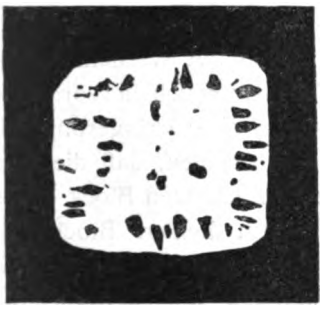
Digitized by Google

Für die praktische Ausführung dieser Versuche bin ich Herrn J. M. Parkin, dem Direktor des Stahlwerkes der Herren Hobson Houghton & Co. Ld. in Sheffield, dankbar.

Blasiger Tiegelstahlblock. Versuche mit blasigem Tiegelstahlblock mit 0·5% Kohlenstoff wurden kürzlich erst ausgeführt auf dem Werke der Herren J. H. Andrew & Co., Ld. mit Unterstützung des Direktors Herrn J. L. Potts und seines Schmelzers Duckenfield.

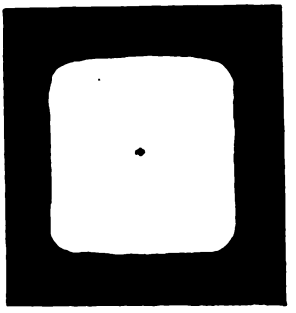
Zwei Stahlblöcke aus der gleichen Mischung wurden so hergestellt, daß einer blasig, der andere dicht war. Die Querschnitte durch diese Blöcke sind in Abbildung 1 und 2 wiedergegeben.

Fig. 1.



Querschnitt durch einen blasigen Tiegelstahlblock.

Fig. 2.



Querschnitt durch einen dichten Tiegelstahlblock.

(Die schwarze Randzone stellt die den Block umgebende Luft dar.)

Der blasige Block dehnte sich nach dem Gießen um ungefähr 10% seiner Länge aus, während sich der dichte Block zusammenzog.

Wir können annehmen, daß etwa 9% von dem Volumen des blasigen Blockes mit Blasenhohlräumen durchsetzt waren. Die Blöcke wurden nach dem Erhitzen auf saftige Schweißhitze, die auf mindestens 1100° C geschätzt wurde, und die hinreichte, um die Oberflächenkruste zu schmelzen, auf kleinere Abmessungen heruntergeschmiedet und in zwei Teile geteilt. Die Hälfte einer jeden Stange wurde wieder eine Stunde lang auf 1100° C erhitzt und dann zu Stangen von einem Zoll Durchmesser ausgewalzt. Die übrigbleibenden Hälften wurden auf gewöhnliche Weise, ohne Erweichen (soaking), erhitzt und zu einzölligen Rundstangen ausgeschmiedet. Alle Stangen wurden nach dem Schmieden abgeschrubbt (reeled). Teile einer jeden Stange wurden auf $^7/_8$ Zoll,

Digitized by Google

$^5/_8$ Zoll, $^3/_4$ Zoll und $^1/_2$ Zoll heruntergedreht. Durch jeden Teil wurde ein Loch gebohrt, so daß eine Reihe von zylindrischen Stücken mit $^3/_{16}$ Zoll Wandstärke erhalten wurde. Ähnliche Löcher wurden durch Teile der Stangen gebohrt, welche nicht durch Abdrehen im Durchmesser verkleinert worden waren. Von den so erhaltenen Zylindern wurden Ringe von etwa $^1/_4$ Zoll Breite abgeschnitten. Der Zweck zur Herstellung dieser Ringe war, festzustellen, bis zu welchem Grade sie ohne Bruchbildung aufgeweitet werden könnten, und zu sehen, ob ihre äußeren polierten Oberflächen bei leichter Reckung aufreißen würden. Die äußeren Oberflächen der Ringe wurden poliert und die Ringe durch Eintreiben eines harten Stahldornes aufgeweitet.

Das Ergebnis soll nicht ausführlich wiedergegeben werden. Es genügt festzustellen, daß in keinem einzigen Ringe nach leichter Aufweitung eine ungeschweißte Stelle beobachtet werden konnte. Der Stahl zeigte in jedem Falle, nachdem der Bruch hervorgerufen worden war, an beiden Bruchflächen Querschnittsverringerung oder plastisches Fließen. Wir können daraus entnehmen, daß die Oberflächen der Ringe bei den Stangen aus dem blasigen Block ebenso gesund waren wie bei den Stangen aus dem dichten Block, und da kein Unterschied zwischen den Stangen, die hohen Wärmegraden ausgesetzt gewesen waren, und den Stangen, die keinen hohen Wärmegraden ausgesetzt gewesen waren (with and without soaking) bestand, können wir sicher sein, daß längeres Glühen (soaking) nach saftigem Schweißen in diesem Falle wenigstens ohne Vorteil war, weil die erste Art des Schmiedens vollständige Schweißung hervorgebracht hatte und kein Glühen hinterher verbessern konnte, was vollständig war. Aber obgleich das Schweißen der Blasen augenscheinlich gut war, bestand nichtsdestoweniger ein großer Unterschied in den physikalischen Eigenschaften der Ringe aus den betreffenden Blöcken.

Die Ringe von dem dichten Block dehnten sich im Durchschnitt um etwa 50% mehr, ehe sie rissen, als die aus dem blasigen Block, eine auf den ersten Blick auf unvollständige Schweißung der Blasenwände hindeutende Eigentümlichkeit. Eine sorgfältige Prüfung der Bruchflächen enthüllte bei den Ringen aus dem blasigen Block die Gegenwart von eigentümlichen Linien von mikroskopischer Feinheit, während bei den Ringen aus dem dichten Block nichts dieser Art entdeckt werden konnte.

Digitized by Google

Ferner wurde beim Biegen der gebrochenen Ringe aus dem blasigen Blocke gefunden, daß einzelne Stellen erheblich weiter gebogen werden konnten als andere Stellen, bevor sie brachen, während das Material aus dem dichten Block solche Verschiedenheiten nicht aufwies. In allen Fällen, wo bei leichtem Biegen Bruch eintrat, konnten auf den Bruchflächen fast immer diese eigentümlichen Linien beobachtet werden, während an den Stellen derselben Ringe, die weiter umgebogen werden konnten, keine solchen Streifen vorhanden waren. Offenbar standen die Streifen und die verminderte Biegungsfähigkeit in Beziehung zueinander.

Da der Stahl nur 0·02 und 0·03% Schwefel enthielt, konnte man annehmen, daß bei so geringen Schwefelgehalten keine beträchtliche Seigerung von Mangansulfid in den Gasblasen eingetreten sein könnte. Um festzustellen, ob dies der Fall war oder nicht, wurden von den zölligen Stangen aus dem dichten und aus dem blasigen Stahl Querschliffe hergestellt, von denen Schwefelabdrücke auf Bromsilberpapier genommen wurden. Die Ergebnisse zeigten, daß der Schwefel in den Stangen aus dem dichten Block gleichmäßig verteilt war, an den Stellen aber, wo in dem blasigen Blocke Hohlräume vorhanden gewesen waren, geseigert war. Schwefelabdrücke, die von einem Querschliff des blasigen Blockes selbst genommen wurden, zeigten auch, daß die Hohlräume Sulfid enthielten. Wir können meines Erachtens daraus folgern, daß die eigentümlichen Streifen auf irgendeine Weise mit den Sulfidseigerungen im Zuhammenhange stehen. Schließlich bewiesen Schwefelabdrücke von Bruchflächen, daß die Streifen reich an Schwefel waren.

Daß reine Flächen von Hohlräumen im Tiegelstahl unter der gleichen Behandlung wie sie der blasige Block erfahren hatte, vollständig zusammengeschweißt werden können, ist völlig bewiesen worden; wir begnügen uns daher damit, daß die geringere Dehnung in Querschnitten der Stange aus dem blasigen Block durch die Gegenwart von Magansulfidstreifen verursacht wurde, welches die metallischen Flächen daran verhindert hatte, sich vollständig zu vereinigen.

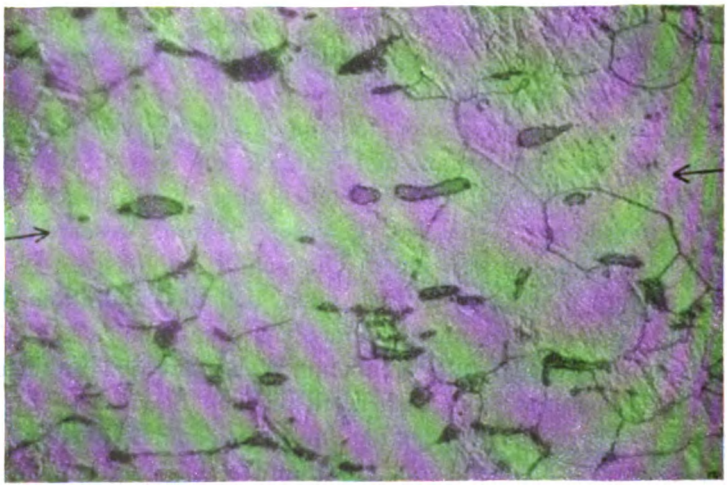
Blasen in großen Siemens-Martin- und Bessemer-Stahlblöcken. Da Tiegelstahlblöcke gewöhnlich nicht blasig sind, ausgenommen durch Zufall, so sind Versuche mit solchen Blöcken nicht von großem praktischen Wert. Es wurden daher sorgfältige Untersuchungen mit Konstruktions- und anderen Siemens-Martin- oder Bessemer-Stählen ausgeführt.

Digitized by Google

Der zunächst untersuchte Stahl war ein vierzölliger vorgewalzter Stahl von einem 16zölligen Siemens-Martin-Block, der Blasen enthielt, die an der Kruste ansetzten und sich dicht nebeneinander bis auf ein Drittel des Blockdurchmessers ausdehnten. Schwefelabruckproben ergaben die Abwesenheit von Schwefelseigerungen in dem Blasenkranze des Blockes.

Auf der Oberfläche des Stahles waren Aufrauhungen vorhanden, die aus Rillen bestanden, die mit Oxyd oder Hammerschlag gefüllt waren und in ihrer Tiefe von $^1/_{100}$ bis $^1/_{10}$ Zoll schwankten. Unter diesen Rillen war keine Spur von schadhaften

Fig. 3.



Stellen vorhanden, was mit Hilfe des Mikroskops und durch Biegeversuche festgestellt wurde.

Bei den folgenden Versuchen wurden Querschliffe von einem $2^1/_2$zölligen Knüppel, der aus einem sehr weichen 16zölligen Bessemer-Stahlblock gewalzt worden war, poliert und mit Kupfer-Ammoniumchlorid geätzt, welches deutlich die Lage von Blasen-Phosphorseigerungen angibt. Da Phosphor und Schwefel immer zusammen seigern, so können die dunklen Punkte, die in geringer Entfernung von der Außenseite der Stange gleichmäßig verteilt auftraten und durch das Reagens hervorgebracht waren, außer von Schwefelseigerungen nur von Phosphoranreicherungen und ge-

Digitized by Google

schlossenen Blasen herrühren. Daß dies der Fall war, wurde durch Schwefelabdruckproben nachgewiesen.

Längsschnitte durch die dunklen Stellen und die Oberflächen der gestreckten, bloßgelegten Gasblasen wurden poliert und mit Kupfer-Ammoniumchlorid geätzt. Bei der Prüfung unter dem Mikroskop nach dem Wiederpolieren und Ätzen mit einer 4%igen Lösung von Salpetersäure in Iso-Amyl-Alkohol wurden Reihen von linsenförmigen Teilen von Magansulfid wahrgenommen, die durch gemeinschaftliche Ferritkristalle zu beiden Seiten der mit Sulfid besetzten Linie getrennt waren (Abbildung 3).

In einem Querschliffe von dem dem oberen Teile des Blockes entsprechenden Ende des vorgewalzten Stückes war der Rand frei von irgendwelchen Anzeichen von Sulfidseigerungen, ein Befund, der nicht beweist, daß in dem entsprechenden Teile des Blockes keine Blasen gewesen seien; denn wenn in dem Kranze nahe am Boden des Blockes Blasen gefunden werden, sind ausnahmslos ähnliche und größere Hohlräume in den entsprechenden Stellen des oberen Teiles vorhanden. Wir sind daher berechtigt, anzunehmen, daß an den Stellen, wo in dem Randkranze des oberen Teiles der Stahlstange keine Blasenseigerungen vorhanden sind, doch Hohlräume gewesen sein müssen.

Bei der Prüfung dieser Schlifffläche nach derselben Methode, wie sie für die Prüfung des Querschliffes des gewalzten Knüppels, von dem dem unteren Teile des Blockes entsprechenden Ende angewendet wurde, konnte keine Spur von Undichtigkeit beobachtet werden. Wir müssen annehmen, daß das Zuschweißen der Blasenhohlräume vollständig war.

In Zusammenfassung dieser Ergebnisse sind wir vollauf berechtigt zu schließen, daß oberflächliche und tiefersitzende Blasen vollständig zugeschweißt werden; wenn aber abgesonderte und selbständige Teile von Magansulfid in den Blasen zugegen sind, werden Teile der metallischen Oberfläche daran verhindert, in innige Berührung miteinander zu kommen; nur in dem Umfange ist die Vereinigung nicht vollständig.

Die Untersuchung einer großen Anzahl von Schliffen hat zu der Schlußfolgerung geführt, daß Sulfidseigerungen niemals ihren Weg in die Blasenhohlräume finden, wenn sie nicht wenigstens 1 Zoll unter der äußeren Kruste 16zölliger Blöcke gebildet werden

Digitized by Google

und, wenn Blasenseigerungen überall vorkommen, in einer Lage, wo es wünschenswert ist, daß sie liegen sollen.

Hohlräume mit oxydierten Wänden. Ende 1911 wurde wieder eine Reihe von Versuchen mit Unterstützung des Herrn Parkin ausgeführt, um festzustellen, ob künstlich gebildete Hohlräume mit oxydierten Wänden zugeschweißt werden können. Es wurde vorausgesetzt, daß oxydierte Hohlräume in kohlenstoffreiem Stahl nicht völlig zugeschweißt werden können. Bei der ersten Untersuchung mit einer zweizölligen Stahlstange von etwa acht Zoll Länge, die 1·2% Kohlenstoff enthielt, wurde fast bis auf den Boden in der Mittelachse ein kleines Loch eingebohrt. Die Stangen wurden dann auf Rotglut erhitzt. Durch das Loch wurde Sauer-

Fig. 4.

Steel with = Stahl mit. Schnitt durch den oxydierten Hohlraum; die dunkle Fläche stellt Hammerschlag, die helle Metall dar.

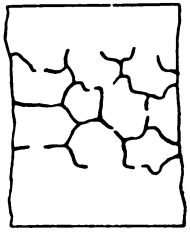


Fig. 5.

Dieselbe Probe wie bei Fig. 4 nach dreistündig. Erhitzen bei 950° C; die dunklen Stellen sind Zwischenräume und nicht reduzierte Schlackeneinschlüsse.

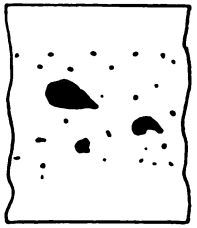


Fig. 6.

Dieselbe Probe wie bei Fig. 5 nach Erhitzen bei 1100° C; die dunklen Stellen sind Hohlräume und nicht reduzierte Schlackeneinschlüsse

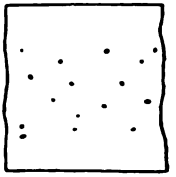


Fig. 7.

Dieselbe Probe wie bei Fig. 6 nach Erhitzen auf 1100° C und Herunterschmieden auf kleinere Abmessungen; die dunklen Stellen sind Schlackeneinschlüsse

stoffgas geblasen, um die Wände des Loches zu oxydieren. Nach dem Erhitzen auf etwa 900° C wurden die Stangen gehämmert, um die Seiten der Hohlräume mit einander in Verbindung zu bringen. Die Stangen wurden dann weiter erhitzt und eine Stunde lang auf etwa 1100° C gehalten, und dann mit einem Male auf kleine Abmessungen heruntergeschmiedet. Nach dem Abkühlen wurden die Stangen in bestimmten Abständen eingekerbt und an den gekerbten Stellen durchgebrochen. Die Bruchflächen wurden geprüft. Sie zeigten in der Nähe des ursprünglich offenen Endes der Stange unvollständige Schweißung, aber weiter von diesem entfernt schien die Schweißung auf $^2/_3$ der Länge vollständig.

Digitized by Google

Bei der mikroskopischen Prüfung der polierten Querschnitte der Teile, in denen die Schweißung gut zu sein schien, zeigte sich, daß die Fuge, die ursprünglich aus Eisenoxyd bestand, teilweise zu Metall reduziert worden war, mit Ausnahme kleiner, kugeliger, staubähnlicher Einschlüsse, die wahrscheinlich Eisen- oder Mangansilikat waren — der Rest des oxydierten Stahles, welcher vom Kohlenstoff nicht reduziert werden konnte. — Aber ungeachtet dieser äußerst kleinen Einschlüsse war die Schweißung vollkommen. Um die Schweißnaht zu lösen, wurde ein poliertes und geätztes Stück gebogen. Das Metall, das an dieser Stelle geringeren Kohlenstoffgehalt aufwies als die umgebende Masse, dehnte sich, brach und zeigte einen vollständig kristallinen Bruch, ein Beweis, daß gute Schweißung erreicht worden war.

Bei einem zweiten Versuche mit dem gleichen Stahle wurde eine Stange wie oben beschrieben vorbereitet, mit dem Unterschiede, daß die Stange nach dem Oxydieren und Verschließen des Hohlraumes drei Stunden auf 950° C erhitzt wurde. Sie wurde dann in der Mitte durchgeschnitten; eine Hälfte wurde für die Prüfung zurückbehalten; die andere Hälfte wurde eine Stunde lang auf etwa 1100° C erhitzt und ohne Schmieden abgekühlt. Sie wurde wiederum in zwei Teile zerschnitten; der eine Teil wurde wieder auf 1100° C erhitzt und dann auf kleine Abmessungen heruntergeschmiedet, der andere Teil wurde für die Prüfung zurückbehalten. Jede von diesen drei Proben wurde zerschnitten, poliert und nach dem Polieren mikroskopisch untersucht.

Abbildung 4 und 5 zeigen in 330facher Vergrößerung, daß durch Erhitzen auf 950° C der Kohlenstoff des Stahles die Hammerschlagkruste zu metallischem Eisen reduziert hatte, welches in getrennten Körnern auftrat und sowohl von kleinen Mengen nichtreduzierten Oxydes als auch von luftförmigen Zwischenräumen oder von beiden umgeben war.

Beim Versuch, die Probe zu biegen, trennten sich die Körner sofort; es war keine Kohäsion vorhanden; sie waren nicht vollständig zusammenkristallisiert — ein Ergebnis, das nicht überrascht, weil das Volumen des metallischen Eisens kleiner ist als das seines Oxydes.

Abbildung 6 zeigt die gleiche Stange wie die letztere nach einstündigem Erhitzen auf 1100° C. Das Bild zeigt, daß die größere Menge reduzierter Eisenkörner zusammenkristallisiert war, die da-

Digitized by Google

zwischenliegenden Gase nach einer Seite gedrückt und sie gezwungen hatte, sich in verhältnismäßig großen Blasen in beträchtlicher Entfernung von einander zu trennen. Das Kleingefüge der Schweißnaht in dem dritten Teile, welcher wieder erhitzt und dann bei 1100° C geschmiedet worden war, war das gleiche wie in der Stange vom ersten Versuche, welche eine Stunde auf 1100° C erhitzt und dann auf kleine Abmessungen heruntergeschmiedet worden war, und ist wiedergegeben in Abbildung 7. Die Schweißung war vollständig mit Ausnahme kleiner kugeliger Einschlüsse, wie oben erwähnt.

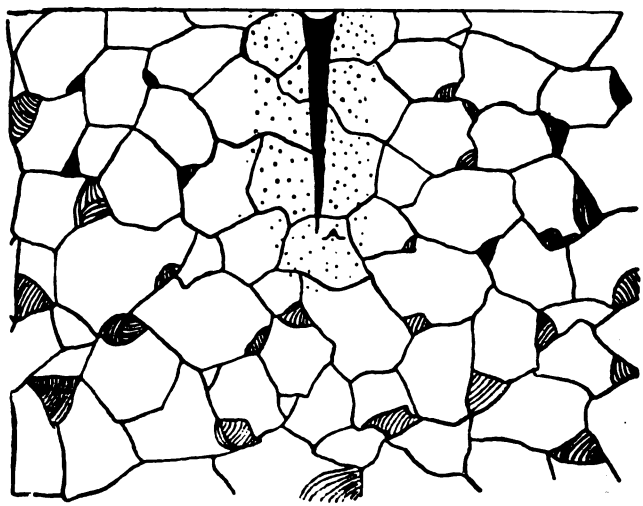


Fig. 8.

Bei einem dritten Versuche wurden die Stahlstangen genau wie beim ersten Versuche behandelt, aber die Stange selbst enthielt nur 0·50% Kohlenstoff. Die Schweißung war vollständig, aber die vorher mit Hammerschlag besetzte Schweißstelle bestand nun aus kohlenstofffreiem Ferrit, und der angrenzende Teil enthielt weniger Kohlenstoff als die Stahlmasse selbst. Diese Ergebnisse zeigen, wie zu erwarten war, daß die Kruste, wenn die Wände der Hohlräume nicht zu dick belegt sind, und der Stahl genügend Kohlenstoff enthält, praktisch gänzlich zu Metall reduziert werden kann, welches sich an den Seiten der ursprünglichen Hohlräume zusammenschweißen läßt.

Digitized by Google

Man nimmt gewöhnlich an, daß Hohlräume, welche auf einer Seite die äußere Kruste des Blockkranzes berühren und oxydierenden Gasen Zutritt gestatten, an ihren Wänden so stark oxydiert werden, daß keine Schweißung der Zellenwände stattfindet, und daß sie beim Auswalzen einfach ausgestreckt werden und an der Oberfläche der gewalzten Abschnitte wie Rillen erscheinen, deren Tiefe der ursprünglichen Oberflächenblase entspricht.

Die Anwesenheit von mikroskopischen, dunklen Einschlüssen, die in den Schweißnähten, Abbildung 7, beobachtet wurden, führte zur Untersuchung vieler Stahlstücke, welche augenscheinlich aus

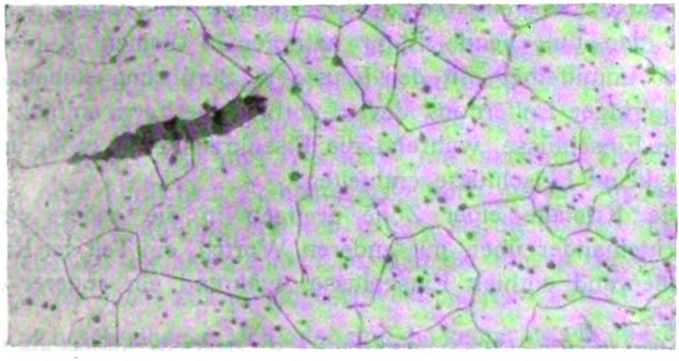


Fig. 9.

Schnitt durch eine teilweise zusammengeschweißte Oberflächenblase, die mit Hammerschlag belegt worden war.

blasigen Blöcken gewalzt worden waren. Es wurde vermutet, daß, wenn irgendein Oxyd, das die Blasen ursprünglich anfüllte, zu Metall reduziert und mit dem umgebenden Stahle verschweißt worden war, ähnliche Einschlüsse zu beobachten sein würden. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen zeigen ohne jeden Zweifel, daß in einer sehr großen Anzahl von Fällen in Stählen, die zwischen 0·25 und 0·5% Kohlenstoff enthielten, diese mikroskopischen Einschlüsse vorhanden sind und unmittelbar unter dem unteren Teil der Oberflächenabsonderungen in der umgebenden Schicht von Ferrit liegen. Es ist nur nötig, ein einziges Beispiel zu beschreiben. Eine Eisenbahnachse wies auf der Oberfläche reichliche Anzeichen von ursprünglich im Blocke vorhanden gewesenen Oberflächenblasen auf; denn stellenweise waren Längsstreifen

Digitized by Google

oder feine Rillen von einem Zoll oder mehr Länge vorhanden. Ein Querschnitt nach dem Polieren war genügend, um die Lage und Tiefe dieser Rillen zu erkennen. Die Tiefe schwankte zwischen $^1/_{100}$ und $^1/_5$ Zoll. Die äußere Hülle war vollständig entkohlt, wie es gewöhnlich in niederen und mittleren Kohlenstoffstählen, welche vor dem Schmieden oder Walzen in einer oxydierenden Atmosphäre wieder erhitzt worden waren, der Fall ist.

In dieser Hülle waren keine Einschlüsse vorhanden, was die Vermutung nahelegt, daß das Oxyd von der Kruste beim Erhitzen in den Stahl bei hohen Temperaturen hineindiffundiert und nach der Abkühlung in Form kleiner Einschlüsse erscheint.

Überall, wo eine mit Oxyd gefüllte Rille vorhanden war, enthielt der umgebende Stahl naturgemäß keinen Kohlenstoff, aber der unmittelbar mit der Kruste in Berührung stehende und der in geringer Entfernung davon vorhandene Ferrit enthielt kleine kugelige Einschlüsse, während die Eisenkristalle in größerer Entfernung keine Einschlüsse enthielten.

Die Kristalle einer Zone drangen in die andere ein und gingen ineinander über, mit anderen Worten, ein Teil der Kristalle am Außenrand enthielt Einschlüsse, während ein anderer davon frei war.

Die folgende Skizze, Abbildung 8, erläutert besser als Worte das Aussehen unter dem Miskroskop.

Abbildung 9 wurde an der Stelle aufgenommen, die in der Skizze mit A bezeichnet ist.

Es kann wenig zweifelhaft sein, daß der Ferrit, der die Einschlüsse enthält, die das übriggebliebene nicht reduzierte Oxyd umgeben, ursprünglich Oxyd oder Hammerschlag in einer Blase war, welches durch den Kohlenstoff in dem angrenzenden Stahl praktisch gänzlich zu Metall reduziert worden war. Die Teilchen des reduzierten Eisens haben sich untereinander und mit dem Stahl vereinigt und sind praktisch vollständig verschweißt worden.

In der Tat trat bei der Biegebeanspruchung des Stahles kein Lösen der Verbindung zweier Zonen ein. Die kleinen Einschlüsse sind der übriggebliebene Teil der Kruste, die vom Kohlenstoff oder Kohlenoxyd bei der Temperatur, bei der der Stahl erhitzt oder gewalzt worden war, nicht reduziert werden konnte.

Zusammenfassend kann man sagen, daß kleine innere Hohlräume oder Blasen bei der gewöhnlichen Behandlung, unter der

Digitized by Google

große blasige Stahlblöcke erhitzt oder gewalzt werden, vollständig zusammenschweißen, vorausgesetzt, daß Sulfidseigerungen nicht vorhanden sind, oder aber, falls solche vorhanden sind, daß sie nicht in zusammenhängenden Linien, sondern in Zwischenräumen in den reinen metallischen Flächen vorkommen, die miteinander in Berührung gebracht und zusammengeschweißt werden sollen.

Es erscheint demnach gerechtfertigt, zu folgern, daß Oberflächenblasen, welche an ihren Wandungen oxydiert werden, während des Walzens des Blockes mehr oder weniger zusammengeschweißt werden. Die günstigen Bedingungen für diese Schweißung sind genügend hohe Temperaturen und, nachdem die Hohlräume geschlossen worden sind, hinreichendes Verweilen des Stahles auf diesen Temperaturen, um dem Stahl der angrenzenden Stellen Gelegenheit zu geben, die Oxydkruste zu reduzieren.

Es muß hervorgehoben werden, daß noch erheblich mehr Arbeit zu leisten ist und Versuche mit anderen Klassen von Stählen oder ähnlichen Stählen ausgeführt werden müssen, die eine andere Behandlung erfahren haben, als die in diesem Berichte beschriebenen, da anzunehmen ist, daß die Blasen unter anderen Bedingungen nicht zusammengeschweißt werden können.

Die beschriebenen Methoden und die gemachten Beobachtungen werden hoffentlich die Arbeit derjenigen, die diesen Zweig der Forschung aufnehmen, erleichtern.

Schließlich muß ich die Unterstützung der in dem Text dieses Berichtes erwähnten Herren anerkennen.

Bemerkung von Henry M. Howe in der Diskussion über den Aufsatz von Dr. Stead über „das Zusammenschweißen von Blasen und Hohlräumen in Stahlblöcken".

In seinem eingangs erörterten Aufsatze bezieht sich Dr. Stead auf meine Äußerungen über die Ursachen der Blasen. Seine Bemerkungen können leicht dazu führen, zu folgern, daß er Blasen nur auf Kohlenoxyd zurückführt. Meine eigenen Bemerkungen waren allgemeiner Natur und beschränkten sich offenbar nicht auf Stahlblöcke. Die Blasen in Roheisen können kaum der Bildung von Kohlenoxyd aus gelöstem Eisenoxyd zugeschrieben werden.

Dr. Stead führt die Entwicklung von Kohlenoxyd auf gelöstes Eisenoxyd zurück. Es wäre interessant, wenn er den Grund für

Digitized by Google

seine Annahme, daß der Sauerstoff als Eisenoxyd gelöst und nicht als solcher vorhanden ist, angeben würde.

Er führt die Mangansulfidlinsen in Abbildung 3 auf Blaseneinschlüsse zurück, obgleich ich vermute, daß es keine anderen Anzeichen von Blasen gibt. Man könnte daraus folgern, daß die Anwesenheit dieser Mangansulfidlinsen nach seiner Meinung an und für sich ein folgerichtiger Beweis dafür sind, daß sie von Blasen herrühren, in Übereinstimmung mit seiner Beobachtung, daß in seinem dichten Tiegelstahlblocke keine solchen Linsen vorhanden waren. Da dieser Schluß ein sehr weittragender sein würde, so würde eine aufklärende Äußerung hierüber seitens Dr. Steads meines Erachtens sehr willkommen sein.

Man muß sich wundern, warum ein undichter Tiegelstahlblock mit nur 0·02—0·03% Schwefel Blasenseigerungen von Mangansulfid enthält, während ein $2^1/_2$ zölliger Knüppel von einem 16zölligen Bessemerblock davon frei ist. Es ist sehr wahrscheinlich, daß dieser Block entschieden mehr als 0·03% Schwefel enthielt. Kann uns Dr. Stead die Abwesenheit dieser Seigerungen in solch einem Block erklären?

Dr. Stead behauptet, wenn in dem unteren Teile des Blockes Blasen vorhanden sind, ähnliche und größere auch in dem oberen Teile vorhanden seien. Dies ist eine interessante Verallgemeinerung, aber es gibt auch Ausnahmen. Im Museum der Columbia-Universität steht ein sechszölliger Block, der wohl im unteren, nicht aber im oberen Teile Blasen enthält; das gleiche gilt von anderen dieser Art. Die Blöcke wurden unmittelbar unter meiner Aufsicht angefertigt.

Dieser Bericht scheint mir der wichtigste Beitrag, den wir je über den Gegenstand des Zusammenschweißens von Blasen in Stahlblöcken erhalten haben.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II4

DIE LEBENSGESCHICHTE DES VOREUTEKTOIDISCHEN CEMENTITES.

Von **Henry M. Howe** und **Arthur G. Levy**, New York.

(Aus dem Englischen ins Deutsche übersetzt von E. Wetzel.)

Im nachfolgenden soll die Lebensgeschichte des voreutektoidischen Cementites zweier übereutektoidischer Kohlenstoffstähle, die mittels mikrographischer Untersuchungen bestimmter, durch rasche Abkühlung festgehaltener Zustände dieser Stähle erforscht wurde, beschrieben werden. Bei jedem Stahl wurde das Gefüge sowohl bei bestimmten Temperaturen innerhalb der Umwandlungszone als auch durch langsame Abkühlung entwickelt. Die Ergebnisse bilden einen Beitrag zu den Untersuchungen, die wir über diesen Gegenstand und verwandte Gebiete bereits veröffentlicht haben.[1])

Allgemeiner Überblick.

Wenn übereutektoidischer oder, wie er fälschlicherweise genannt wird, „übersättigter" Kohlenstoffstahl über die Linie SE (siehe Fig. 1) erhitzt wird, entsteht eine feste Lösung, die „Austenit" genannt wird. Das Lösungsmittel ist Eisen, der gelöste Körper das Eisenkarbid Fe_3C, Cementit. Sobald die Temperatur bei der Abkühlung die Linie SE erreicht, beginnt eine Umwandlung; der Cementit beginnt sich abzuscheiden, genau so, wie wenn sich ein Salz aus einer langsam abkühlenden wässerigen Salzlösung ab-

[1]) Lebensgeschichte des Netzwerkes und der Ferritkörner in Kohlenstoffstählen, H. M. Howe, Proc. Am. Soc. Testing Materials, 1911. 11, 263 bis 386. Howe und Levy. — International Journal of Metallography (erscheint erst). Diese Quellen sind im nachfolgenden mit H I und L II bezeichnet.

Digitized by Google

scheidet. Infolge der fortgesetzten Ausscheidung des Cementites wird der zurückbleibende Austenit, da der Cementit sehr kohlenstoffreich ist — er enthält 6·67% Kohlenstoff — beständig kohlenstoffärmer, bis sein Kohlenstoffgehalt, wenn die Temperatur bis auf die Linie PSK (Ar_1) gefallen ist, etwa 0·90% beträgt. Beim Durchgang durch die Linie Ar_1 geht der zurückgebliebene Austenit in die zusammengesetzte Masse „Perlit" über, die aus abwechselnden Lagen von fast reinem Eisen, dem Ferrit, und sehr feinem Cementit besteht. Während dieser fortgesetzten Bildung des Cementites bei der Abkühlung bis auf Ar_1 verringert sich der Kohlenstoffgehalt des zurückbleibenden Austenits derart, daß seine Zusammensetzung und seine Temperatur in jedem Augenblicke durch einen Punkt auf der Linie SE dargestellt werden. Der Vorgang wird kurz so ausgedrückt, daß man sagt: der Austenit scheidet sich längs der Linie SE ab. Dieser voreutektoidische Cementit bildet die auf Tafel I und II (Reihe 1 bis 5) sichtbaren weißen Massen. Die dunkle Grundmasse stellt den Austenit dar, in welchem der Cementit erzeugt ist. In den in den Lichtbildern wiedergegebenen Proben hat der Austenit eine Umwandlung erfahren, die uns aber hier nicht weiter interessiert. Obgleich die Umwandlung durch die angewendete rasche Abkühlung hervorgerufen ist, ist diese Abkühlung doch für den vorliegenden Zweck hinreichend; letzterer besteht darin, die Masse und die Verteilung des voreutektoidischen Cementites bis zum Schluß so festzuhalten, wie sie am Ende des Verweilens bei den in Frage kommenden hohen Temperaturen auftreten, damit sie in der Kälte untersucht werden können.

Dieser Cementit kann ein Netzwerk bilden, das eine Reihe von Zellen, Körnern oder Massen einschließt, wie aus den Lichtbildreihen 4 und 5 des wenig übereutektoidischen Stahles I mit nur 1·14% Kohlenstoff und in vielen Lichtbildern der Reihen 1 bis 3 ersichtlich ist; er kann aber auch innere Nadeln und andere Formen innerhalb der Körner selbst bilden, wie Fig. E der Reihe 1 zeigt. Dieser innere Cementit kann so reichlich auftreten, daß er das Netzwerk verdeckt, wie aus den Figuren C und D, Reihe 2, hervorgeht.

Der Austenit mit 0·90% Kohlenstoff und der Perlit, in den er beim Durchgang durch Ar_1 übergeht, werden gemeinschaftlich „eutektoidisch" genannt; der Kohlenstoffgehalt von 0·9% wird der

Digitized by Google

„eutektoidische“ Kohlenstoffgehalt genannt; „eutektoid“ bedeutet die Legierung mit dem niedrigsten Umwandlungspunkt.

Bei der Abkühlung der untereutektoidischen Stähle, das sind diejenigen mit weniger als 0·9% Kohlenstoff, findet fortgesetzte Abscheidung von Ferrit, die mit der besprochenen Abscheidung des Cementites parallel verläuft, statt. Die Abscheidung beginnt längs der Linien GOS oder Ar_3, und endigt auf der Linie PSK oder Ar_1.

Die Temperaturzone, in der Cementit oder Ferrit, je nach den näheren Umständen, abgeschieden werden, oben durch die Linien GOS und SE, unten durch die Linie Ar_1 begrenzt, wird die „Umwandlungszone“ genannt.

Der bei der Abkühlung durch diese Zone entstandene Cementit oder Ferrit wird „voreutektoidischer“ Cementit oder Ferrit genannt, das heißt, sie sind entstanden, bevor der Austenit den eutektoidischen Kohlenstoffgehalt von 0·9% erreicht hat; sie werden so genannt, um sie von dem „perlitischen“ Ferrit oder Cementit, die in schichtweiser Anordnung den Perlit bilden, zu unterscheiden. Der vorliegende Bericht soll dazu beitragen, unsere Kenntnis von der Lebensgeschichte dieses voreutektoidischen Cementites während und kurz nach seiner Geburt zu erweitern.

Übersicht über das Verfahren.

Die Lichtbildreihen 1, 2 und 3 zeigen die Gefüge dieser Stähle nach hoher Erhitzung, teilweiser Abkühlung bis auf Temperaturen oberhalb, innerhalb und unterhalb der Umwandlungszone und darauffolgender Abschreckung. Die Reihen 4 und 5 geben ihr Gefüge nach dem Erhitzen auf 1000° C, etwas über der Umwandlungszone, Abkühlung bis 800° C innerhalb der Umwandlungszone, verschieden langem Verweilen bei dieser Temperatur von 800° C und darauffolgender Abschreckung im Wasser wieder. Der gehärtete Stahl wurde in jedem Falle durch Anlassen bis auf 400° C in den osmonditischen Zustand versetzt, um die Proben leichter zerschneiden zu können, und um den Unterschied zwischen dem Cementit und der Grundmasse stärker hervortreten zu lassen.

Einzelheiten des Verfahrens.

Die Proben wurden den Stählen 8 und 9, deren Zusammensetzung in Tabelle I wiedergegeben sind, entnommen. Jede Probe war etwa 12·7 mm lang und besaß einen Durchmesser von 15·9 mm.

Digitized by Google

Tabelle I.

Nummer des Stahles	Nummer der Proben	Wiedergegeben in Abbildung	Zusammensetzung in Prozenten C	Si	Mn	P	S
8	—	Reihe 1, 2 und 3	1·14	0·12	0·24	0·016	0·009
9	—	„ 4 und 5	1·45	0·14	0·16	0·009	0·006
9	60	„ 1 Abb. F	1·48	—	—	—	—
9	68	„ 2 „ C	1·43	—	—	—	—
9	90	„ 3 „ E	1·39	—	—	—	—
—	—	Abbildung 2	0·79	—	0·31	—	—

Die Proben wurden von langen Stäben abgeschnitten, die von Herrn Dr. J. A. Mathews von der Halcomb Steel Co. gütigst zur Verfügung gestellt wurden; die Herstellungsverfahren dieser Stangen sind in unserem ersten Bericht beschrieben.

Vorbehandlung; Überführung in den austenitischen Zustand.

Die Reihen 1, 2 und 4 wurden vermittels eines elektrischen Widerstandsofens unter Borax erhitzt, Reihe 1 in einem Porzellantiegel, Reihe 2 und 4 vermittels eines Gas-Injektor-Ofens in einem Graphittiegel. Reihe 1 wurde 20 Minuten lang oberhalb 1200° C bis zu einer Höchsttemperatur von 1280° C, etwa 140° C oberhalb der Solidus-Linie nach Gutowsky, erhitzt und bei 1225° C in ein Salzbad übergeführt. Stück A dieser Reihe wurde in demselben Ofen gesondert bis 1200° C erhitzt, innerhalb 6 Minuten bis auf 960° C abgekühlt und abgeschreckt; (die Temperatur von 960° C liegt nach Gutowsky[1]) etwa 65° C, nach Wark[2]) aber nur etwa 10° C unterhalb SE; nach den unter vergleichbaren Bedingungen für diesen Stahl ausgeführten Bestimmungen des Bureau of Standards, Washington[3]) sehr dicht bei SE). Die Reihen 2 und 4 wurden 50 Minuten lang auf 1200° C oder etwas höher erhitzt. Stück A wurde dann herausgezogen und abgeschreckt; die übrigen Proben wurden gleichzeitig in das Salzbad übergeführt.

Die Reihen 3 und 5 wurden vermittels eines Horizontal-Widerstandsofens 1 Stunde 25 Minuten lang in einer kohlendioxyd-

[1]) Metallurgie, 1908, Bd. 6, Seite 739.
[2]) Metallurgie, 1911, Bd. 8, Seite 711.
[3]) H. I. Seite 330 bis 332.

Digitized by Google

reichen Atmosphäre auf 1000° C erhitzt, dann in das geschmolzene Salzbad übergeführt. Die Widerstandsmasse des Ofens bestand aus einem Nickel-Chrom-Draht; der Ofen war einem gewöhnlichen Heräus-Ofen ähnlich.

Cementitbildung.

Nach der Auflösung des anfänglich vorhanden gewesenen Cementites bei der Erhitzung in den Austenit wurde die Bildung des voreutektoidischen Cementites durch Überführung der verschiedenen, zu den Reihen 1 bis 5 gehörigen Proben in ein Bad aus geschmolzenem Kalium- und Natriumchlorid vorgenommen. Das Salz befand sich in einem Graphittiegel von 114 mm Durchmesser in einem Röhrenofen von 127 mm Durchmesser und 559 mm Länge. Das Rohr wurde von außen durch einen spiralförmig aufgewickelten Nickel-Chrom-Draht-Widerstand erhitzt. Die anfängliche Temperatur des Salzbades war bei Reihe 1, 2 und 4 930° C, bei Reihe 3 und 5 800° C. Nach der den einzelnen Mikrophotographien beigeschriebenen Zeitdauer des Verweilens im Salzbad, die sowohl bei unveränderter Temperatur innerhalb der Umwandlungszone, wie bei Reihe 3 und 5, als auch bei langsam fallender Temperatur, wie bei den Reihen 1, 2 und 4, erfolgte, wurden die Proben herausgezogen und in kaltem Wasser abgeschreckt. Die Anordnung dieser beiden Öfen ist bereits beschrieben.[1])

Entkohlung.

Um die Proben gegen oberflächliche Entkohlung zu schützen, wurde die Ofenatmosphäre bei der Vorerhitzung kohlensäurereich erhalten; die Gefügebilder wurden aus dem mittleren Teil der verschiedenen Proben aufgenommen. Um sicher zu sein, daß diese Vorsichtsmaßregeln hinreichten, wurden die Proben, die am längsten erhitzt waren und am meisten Gelegenheit hatten, sich oberflächlich zu entkohlen, an diesen Stellen auf ihren Kohlenstoffgehalt hin untersucht. Die Bestimmungen wurden von den Herren Booth, Garrett und Blair ausgeführt, denen unser aufrichtiger Dank gebührt. Die Ergebnisse bewiesen, daß keine nennenswerte Entkohlung stattgefunden hatte.

[1]) International Journal of Metallography (noch im Druck).

Digitized by Google

Gleiche Versuchsbedingungen.

Um möglichst gleiche Versuchsbedingungen zu haben, wurden alle Proben, die in einer Lichtbildreihe dargestellt sind, mit Ausnahme der Probe A, Reihe 1, während der ganzen thermischen Behandlung bis zum Abschrecken zusammen belassen; abgeschreckt wurden die Proben nacheinander. Überdies wurden die Proben der Reihe 2 während der ganzen thermischen Behandlung mit Hilfe eines kurzen festen Drahtes mit den entsprechenden Proben der Reihe 4 fest verbunden, doch so, daß sich die beiden Proben gegenseitig nicht berührten. Ähnlich wurde mit den Reihen 3 und 5 verfahren.

Wenn auch mit Rücksicht auf die langsame Abkühlung im inneren Teil der Proben, der in den Lichtbildern wiedergegeben ist, ein Teil des voreutektoidischen Cementites möglicherweise nicht bei der Erhitzungstemperatur, sondern bei der Abschreckung entstanden sein könnte, so glauben wir doch nicht, daß dies in nennenswertem Maße der Fall gewesen ist, weil der Cementit nur sehr träge zu Massen, die bei dieser Vergrößerung sichtbar sind, koaguliert. So zeigt z. B. Probe B von Reihe 5, daß selbst nach 12 Minuten langem Verweilen bei 800° C, also sicher innerhalb der Umwandlungszone, nur sehr kleine Mengen Cementit sichtbar hervorgetreten sind. Allerdings kann die Temperatur des mittleren Teiles der Proben im Augenblicke des Abschreckens etwas zurückgeblieben sein und etwas höher als die umgebende Badtemperatur gewesen sein. Die Temperatur von 800° C liegt aber nicht weniger als 50° C unterhalb der Linie SE; sonach muß auch die Temperatur des mittleren Teiles weit genug unter ES gewesen sein, um erheblich größere Mengen Cementit zu bilden, als hier sichtbar sind.

Verzögerung in der Koagulierung.

Selbst nach 12 Minuten langem Verweilen bei 800° C (Reihe 5, Probe B) war nur ein sehr kleiner Teil des Cementites zu sichtbaren Mengen koaguliert. Man ist geneigt zu glauben, daß die Koagulierung selbst nach 108 Minuten noch nicht vollendet ist, weil die Zellenwände des Cementitnetzes der Probe E, Reihe 5, anscheinend dicker sind, als die der Probe D. Diese Annahme wird unterstützt durch die an anderer Stelle erörterte Tatsache, daß bei kohlenstoffreicherem Stahl der sichtbare innere Cementit sehr langsam in den zellenförmigen Cementit übergeht. Mit Rücksicht hierauf möchte man

Digitized by Google

glauben, daß dieser 1·14% Kohlenstoff enthaltende Stahl viel inneren Cementit enthält, welcher zwar in keinem Zustand als innerer Cementit sichtbar hervortritt, aber allmählich in den zellenförmigen übergeht, ganz wie der sichtbare innere Cementit des Stahles mit 1·45% Kohlenstoff. Die Gründe (H I und L II), welche uns zu der Annahme führten, daß der voreutektoidische Ferrit, obgleich seine Koagulierung langsam verläuft, verhältnismäßig rasch ausgeschieden wird, gelten auch für den voreutektoidischen Cementit.

Die Trägheit nimmt ab in dem Maße, wie der Cementitgehalt zunimmt.

Dies ist natürlich zu erwarten. Bei untereutektoidischem Stahl, der auf unveränderter Temperatur gehalten wird, tritt der Ferrit um so stärker hervor, je niedriger die Temperatur innerhalb der Umwandlungszone ist und bildet ein sichtbares Netzwerk. Selbstverständlich würde die Erniedrigung der Temperatur an und für sich die Koagulierung verzögern; hier aber bedeutet die wirkliche Zunnahme der Koagulierungsgeschwindigkeit mit der Erniedrigung der Temperatur, daß der Einfluß der bei der niedrigen Temperatur abgeschiedenen größeren Ferritmenge auf die Beschleunigung des Sichtbarwerdens die zunehmende Viskosität überwiegt, die durch die niedrigere Temperatur hervorgerufen ist, und die die Koagulierung verzögert

Dieser Grundsatz behauptet sich auch hier. So waren, obgleich die Versuchsbedingungen für die Reihen 3 und 5 genau die gleichen waren, dennoch in dem stark übereutektoidischen Stahl mit 1·45% Kohlenstoff nach vier Minuten wohl ausgebildetes Netzwerk und innerer Cementit vorhanden. (Reihe 3, Probe A); bei dem nur wenig übereutektoidischen Stahl mit 1·14% Kohlenstoff (Reihe 5, Probe B) hingegen war selbst nach zwölf Minuten kaum etwas davon zu sehen.

Verhältnismäßige Trägheit des Ferrites und Cementites.

Der eine von uns (H I Seite 356) hat bereits Boyntons Beobachtungen bestätigt, daß der Cementit viel langsamer sichtbar hervortritt als der Ferrit. Der so dargebrachte Beweis läßt jedoch noch den Einwand offen, daß die für die Versuche verwendeten übereutektoidischen Stähle nur sehr wenig übereutektoidisch waren und nur geringe Mengen voreutektoidischen, zur Koagulierung

Digitized by Google

wirksamen, Cementites enthielten, während die untereutektoidischen Stähle stark untereutektoidisch waren mit dementsprechend größeren Mengen von voreutektoidischem Ferrit. Probe F von Reihe 3 zeigt aber, daß sogar der Zementit von einem stark übereutektoidischen Stahl verhältnismäßig langsam koaguliert. Diese Probe war an der Luft abgekühlt, zeigte aber keinen bei dieser Vergrößerung sichtbaren Zementit, während der Ferrit eines mäßig untereutektoidischen Stahles unter den gleichen Versuchsbedingungen wohlausgebildetes Netzwerk aufweist (H I, Tafel III, Reihe 5, Fig. E). Man muß bedenken, daß die Menge des voreutektoidischen Cementites im allgemeinen viel geringer ist als die des voreutektoidischen Ferrites; die größte Menge des ersteren, etwa 14%, tritt in einem Stahl mit 1·7% Kohlenstoff auf, während die Menge des voreutektoidischen Ferrites nicht so weit heruntergeht wie diese.

Nachträgliche Geburt des inneren Cementites.

In Probe B von Reihe 2 und in Probe C von Reihe 4 tritt, obgleich das Maschennetz wohlausgebildet ist, nur wenig innerer Cementit auf, d. h. Cementit innerhalb der Maschen oder Körner. In dem Maße, wie die Abschrecktemperatur abnimmt, bildet sich der innere Cementit rasch. So verdeckt er bei den Proben C und D von Reihe 2 beinahe das Maschennetz selbst; auffallend tritt dies in den Proben E der Reihe 1 und D der Reihe 4 hervor.

Überführung des inneren Cementites in maschenförmigen Cementit.

Es ist äußerst auffallend, daß, obgleich bei einem gewissen Zustand (siehe die Proben C und D der Reihe 2) erhebliche, überaus große Entwicklung von innerem Cementit eingetreten ist, dieser dennoch später in die Maschenform übergeht. Reihe 2 ist das treffendste Beispiel hierfür. Ähnliche Umwandlung ist auch aus den Proben E und F, Reihe 1, ersichtlich und tritt auch anscheinend zwischen E und F, Reihe 2 auf.

In Anbetracht des zeitweisen Auftretens von innerem Cementit in einem Zwischenzustand, dem spätere Absorption durch den maschenförmigen Cementit folgt, ist man geneigt, ein ähnliches Verhalten auch aus der Lichtbildreihe 3 desselben Stahles herauszulesen. Von A bis D scheint eine entschiedene, wenn nicht

Digitized by Google

gesetzmäßig verlaufende Zunahme des inneren Cementites von statten zu gehen, der eine Überführung in die maschenähnliche Form in Fig. E folgt.

Es bestehen Vermutungen, daß der innerhalb der Maschen befindliche Ferrit in ähnlicher Weise in die Maschenform übergeht. Wenn es auch bei unserem 5 Stunden 24 Minuten langem Erhitzen auf drei verschiedene konstante Temperaturen innerhalb der Umwandlungszone und nach 1 Stunde 21 Minuten langem Erhitzen auf 700° C (H und L II), in beiden Fällen nach nur mäßiger Vorerhitzung, nicht der Fall war, so kann es dennoch nach Erhitzen auf sehr hohe Temperaturen vorkommen. So konnte in einer Mikrophotographie[1]) Belaiews von Stahl mit 0·60% Kohlenstoff, der aus dem geschmolzenen Zustand vollständig abgekühlt war, mit Sicherheit kein innerer Ferrit erkannt werden; es hat den Anschein, als ob der ganze innere Ferrit in die Maschenform übergegangen ist.

Auffälliges Hervortreten von innerem Cementit.

Das überraschende Hervortreten von innerem Cementit in den Fig. C und D, Reihe 2, erheischt Beachtung. Die Menge des voreutektoidischen Cementites scheint erheblich größer als 9%, wie sie ihm theoretisch zukommt und größer als die in den Fig. E und F, Reihe 1 und 2, vorhandene Cementitmenge. Dies könnte darauf hindeuten, daß das augenscheinliche Zusammenschrumpfen der Cementitmenge zwischen den Proben D und F durch die Entkohlung während des langen Verweilens im Salzbad entstanden ist. Diese Vermutung wird aber hinfällig durch die Tatsache, daß die chemische Analyse keine Entkohlung festgestellt hat. Der Kohlenstoffgehalt vor der Wärmebehandlung betrug 1·45%; der der Probe C, Reihe 2, 1·43%; der der erheblich länger erhitzten Probe F, Reihe 1, und E, Reihe 3, 1·48, bzw. 1·39%. Demnach kann Oberflächenentkohlung nicht die überraschend große Menge in den Proben C und D, Reihe 2, erklären.

Man fragt sich zunächst, ob es möglich ist, daß diese offenbar vorübergehende Volumenzunahme des voreutektoidischen Cementites durch irgendeine Umwandlung entstanden sein könnte; ob z. B. der Cementit bei 785° C andere Konstitution hat, reicher

[1]) Rev. de Métallurgie, Mai 1912, Band 9, Seite 335, Fig. 10.

Digitized by Google

an Eisen ist, als der bei tieferen Temperaturen gefundene. Diese Erklärung ist unwahrscheinlich, weil die sichtliche Volumenzunahme eines Zwischenzustandes nicht mit irgendeiner besonderen Temperatur-Umwandlung übereinstimmt. So tritt das Maximum dieses besonders entwickelten Cementites in Reihe 1 bei 740° C, in Reihe 2 bei 785° C auf. Noch mehr spricht hierfür das augenscheinliche Maximum des besonders hervortretenden Zwischenzustandes, wenn die Gefügeentwicklung bei konstanten Temperaturen von statten geht, wie in Fig. D, Reihe 3.

Die Täuschung über die augenscheinliche Menge des Cementites, selbst wenn sehr langsame Abkühlung bis unter die Umwandlungszone reichliche Gelegenheit zur Koagulierung gegeben hat, ist ersichtlich durch einen Vergleich der Fig. D, Reihe 4, mit F, Reihe 1. In der ersteren sollten etwa 4%, in der letzteren etwa 9% voreutektoidischer Cementit auftreten; so großen Unterschied läßt die Besichtigung der beiden Mikroaufnahmen nicht vermuten.

Genaue Beobachtungen darüber, ob der Ferrit bei gleichen Mengen voreutektoidischen Cementites und voreutektoidischen Ferrits der raschere sein würde, sind noch auszuführen; aber der Vergleich der Fig. 2 und 3 deutet darauf hin, daß dem so ist. Fig. 2 stellt einen Stahl mit 0·79% Kohlenstoff und 0·31% Mangan, an der Luft abgekühlt, dar, während Fig. 3 aus Stahl 8, gleichfalls an der Luft abgekühlt, aufgenommen ist. Die Menge des voreutektoidischen Ferrits in der ersten Figur beträgt 11%, jene des voreutektoidischen Cementites in der letzteren nur etwas weniger, etwa 9·5%; dieser Unterschied sollte eigentlich durch den größeren Gehalt an verzögerndem Mangan in der ersteren Figur aufgehoben sein. In Fig 2 kann das Auftreten des voreutektoidischen Ferrits ausserhalb der sorbitischen Grundmasse und seine Zusammenziehung zu einem Netzwerk ohne besonders guten Willen erkannt werden, während in der letzteren Figur kein Cementit auftritt. Im Mikroskop sieht man, daß die hellen Stellen in Fig. 3 kein voreutektoidischer Cementit sind.

Wiederum ist in einer Mikrophotographie Belaiews[1]) von einem Stahlblock mit 1·8% Kohlenstoff, in der der voreutektoidische und eutektische Cementit nur etwa 16% ausmachen sollte, die augenscheinliche Menge desselben erheblich größer, wenn sie auch

[1]) Rev. de Métallurgie, Mai 1912, Band 9, Seite 337, 339 und 340.

Digitized by Google

in diesem Falle durch irgendein ungelöstes Eutektikum vergrößert ist

Außerdem bewegt sich die Menge des sichtbaren Cementites in Mikrophotographien von Gußeisen mit 1·13 bis 1·55% gebundenem Kohlenstoff, die wir zu veröffentlichen im Begriff sind, und die mit dem vorliegenden Stahl 8 vergleichbar sind, in der gleichen Größenordnung, wie die der Proben C und D der Reihe 2.

So ist das ungewöhnliche Hervortreten des hellen voreutektoidischen Bestandteiles nicht auf den voreutektoidischen Cementit beschränkt. Der augenscheinliche Prozentsatz von voreutektoidischem Ferrit in einer Gefügeaufnahme[1]) Belaiews von Stahl mit 0·55% (oder 0·60%?) Kohlenstoff und in einem Schliff von einem Eisenkristall mit 0·60% Kohlenstoff von Prof. Tschernoff[2]) ist sicherlich erheblich größer als 39%, bzw. 33%, die die Theorie erfordert.

In Anbetracht solcher Erscheinungen sollte man sich die optische Überlegenheit des Lichtes über die Finsternis und die Tatsache, daß das Licht mechanisch durch unentdeckte Dunkelheit verdünnt werden kann, vergegenwärtigen. Es ist bekannt, daß der Perlit, obgleich er etwa 6 dunkle Ferrite auf 1 hellen Cementit enthält, im Auge den Eindruck hervorruft, als ob beide in annähernd gleichen Mengen vorhanden wären. Außerdem könnte sich das, was bei geringer Vergrößerung als heller Ferrit oder Cementit angesehen wird, bei genauer Prüfung als eine zusammengesetzte Masse erweisen, wie z. B. Perlit, ebenso wie das wirkliche Eutektikum bei mäßiger Vergrößerung oft als eine Masse reinen Cementites erscheint.

Demgemäß ist die wahrscheinliche Erklärung der Fig. D, Reihe 2, die, daß eine gegebene Menge Cementit in Form feiner Nadeln weit deutlicher hervortritt, als eine gleiche Menge, die zu größeren Massen koaguliert ist.

Ist der innere Cementit in den maschenförmigen Cementit durch Oberflächenspannung oder durch Wiederabscheidung übergeführt?

Wenn die Überführung durch Oberflächenspannung verursacht ist, dann sollte diese, sobald die Umlagerung von statten geht, die Nadeln und Dornen abrunden, welche vom Netzwerk

[1]) und [2]) Rev. de Métallurgie, Mai 1912, Band 9, Seite 337, 339 und 340.

Digitized by Google

aus in das Innere schießen; wenn sie durch Wiederauflösung und Wiederabscheidung verursacht ist, dann könnten diese Nadeln wohl ihre idiomorphische Schärfe erhalten. Obgleich das Cementitnetzwerk oftmals in Form kleiner, in Linien angeordneter Sphäroide auftritt (H I, Tafel IV, D), wenigstens in nur wenig übereutektoidischen Stählen, und obgleich die Unförmlichkeit der großen Cementitinsel bei R in Fig. F, Reihe 1, darauf hindeutet, daß Oberflächenspannung mitwirkt, so beweist dennoch die außerordentliche Schärfe der von den Maschen ausgehenden Nadeln und der gröberen Nadeln, die noch innerhalb der Körner von den Maschen getrennt zurückgeblieben sind, in dem Zwischenzustand, wenn der innere Cementit seine Besonderheit verloren hat, daß die Umlagerung hauptsächlich durch einen der Sublimation verwandten Vorgang, durch Auflösen des feineren inneren Cementites und durch seine Wiederabscheidung in der größeren Masse stattgefunden hat. Dieser Vorgang ähnelt der bekannten Wiederauflösung kleiner Salzkörner am Boden einer Salzlösung und der Wiederabscheidung dieser Substanz auf die größeren Körner, der indirekten Absorption des Schwächeren durch den Stärkeren.

Wenn wir einen Schritt weitergehen, werden wir dann nicht mit Rücksicht auf das augenscheinliche Bestreben, sowohl Ferrit als auch Austenit abzurunden, wie es die gelegentlichen rundlichen Massen im Netzwerk zeigen, den Schluß ziehen, daß die kristallinischen Massen, wenn sie auf diese Weise durch die Oberflächenspannung deformiert und auseinandergezerrt sind, weniger fest zusammengehalten werden und dann mehr bereit sind, sich in dem benachbarten Austenit aufzulösen? So also vermuten wir, in dem Maße, wie kleine Teilchen von innerem Cementit, die ursprünglich außerhalb der Schliffebene miteinander verbunden waren, durch die Oberflächenspannung zusammengezogen und auf diese Weise gegen die größeren inneren Nadeln oder das Netzwerk angehäuft werden, daß die Teilchen, weil sie auf diese Weise auseinandergezerrt sind, sich wieder um so bereitwilliger lösen, um sich dann wieder idiomorphisch abzuscheiden.

Nebenbei soll auf den allgemein verbeiteten Irrtum hingewiesen werden, einen beträchtlichen Unterschied in der Stärke des Angriffes durch Reagenzien als sicheren Beweis für den Unterschied der Konstitution anzusehen. So ist der Umstand, daß der sehr fein verteilte Perlit-Cementit durch Reagenzien erheblich

Digitized by Google

rascher angegriffen wird, als der zusammengeballte, voreutektoidische Cementit, als Anhaltspunkt dafür angenommen worden, sie als von verschiedener Konstitution anzusehen. Der leichtere Angriff von Temperkohle gegenüber Graphitblättern ist in ähnlicher Weise benützt worden. Ein solcher Beweis ist aber bestenfalls nur eine Vermutung, weil ein Unterschied im Zustand mechanischer Anhäufung oder selbst in der Oberflächenausdehnung genügt, den wirklichen Lösungsdruck zu ändern, wie es durch die Aufnahme kleiner Salzkörner durch die großen angedeutet ist.[1])

Ist der innere Cementit idiomorph oder pseudomorph?

Der Austenit, in welchem der voreutektoidische Ferrit oder Cementit entsteht, ist sicherlich gut orientiert, wie es besonders die mustergültigen Mokrophotographien Osmonds[2]) Cartauds[3]) und Warks[4]) zeigen.

Es ist ganz natürlich, zu glauben, daß das Netzwerk die Korngrenzen der verschiedenen Austenitkörner angibt, und daß die gut orientierten Ferrit- und Cementiteinschlüsse innerhalb der Körner selbst die Spaltflächen jenes Austenits darstellen; in dem Maße, wie ein bestimmtes Austenitkorn bei der Abkühlung durch die Umwandlungszone voreutektoidischen Ferrit oder Cementit entstehen läßt, so stößt es diesen teilweise an seine Peripherie, an der es ein Netzwerk bildet, das jenes Korn einschließt, teilweise häuft es diesen in seinen eigenen Spaltflächen an, wo er den inneren Ferrit oder Cementit bildet. Viele Erwägungen unterstützen diese Ansicht. (Siehe H I, Seite 310 bis 312.) Andererseits hat uns die vorliegende Untersuchung die Tatsache aufgedrückt, die wir vorher vermerkt haben, daß die Verteilung des Cementites

[1]) Hier wollen wir eine wichtige Verallgemeinerung, die von Dr. J. E. Stead mitgeteilt ist, einfügen, daß in dem Maße, wie die Korngröße des Austenits mit der Zeitdauer des Verweilens auf Temperaturen oberhalb der Umwandlungszone und mit der Höhe dieser Temperatur zunimmt, auch das Verhältnis des voreutektoidischen Ferrits, der in den Korngrenzen liegt, auf Kosten jenes zunimmt und ein Netzwerk bildet (Persönliche Mitteilungen, 16. Mai, 1912). So kann bei genügend langem und bei genügend hohem Erhitzen, wie bei Meteoriten, der ganze Ferrit in Wittmanstättenscher Form in den oktaëdrischen Korngrenzen liegen; das Netzwerk kann ganz fehlen.

[2]) Ann. de Mines, 1900, Band 17, Seite 110; Band 18, Seite 113.

[3]) Metallurgie 1911, Band 8, Seite 731.

[4]) Rév. de Mètallurgie, 1909, Band 6, Seite 829.

Digitized by Google

auf den ersten Blick oft schwer mit dieser Theorie in Einklang zu bringen ist. So, wenn die Richtung der Dornen, welche aus dem Netzwerk herausschießen, in Wirklichkeit die Spaltflächen darstellen, d. i. die Orientierung des Austenitkornes, in welches sie eindringen; denn, weil es unwahrscheinlich ist, daß die beiden Austenitkörner, die durch eine bestimmte Strecke des Netzwerkes voneinander getrennt werden, die gleiche Orientierung haben, sollten die Dornen, die von der rechten Seite jenes Netzwerkes ausgehen, eigentlich nicht mit denen, die von der linken Seite ausgehen, parallel sein. Aber, wenn sie auch oft nicht parallel sind, sind sie andererseits doch in so zahlreichen Fällen einander parallel, daß man eher vermuten kann, daß ihre Orientierung zu jener des Netzwerkes als zu jener der Austenitkörner, welche innerhalb des Netzwerkes liegen, in Beziehung steht. Beobachte z. B. die Ferritauswüchse vom Netzwerk in Fig. E, Reihe 6, Tafel III, von H I und auch die Kreuzungsstellen der Pfeile in den Fig. C. D, E und F, Reihe 1, dieses Berichtes. Um diese Angelegenheit aufzuklären, sind weitere Beobachtungen nötig; es sollen aber doch noch zwei Tatsachen hier vermerkt werden: 1. in den Fällen, in denen die Dornen zur Rechten und Linken einer bestimmten Strecke des Netzwerkes parallel zu sein scheinen, sind sie gewöhnlich so kurz, daß ihr Parallelismus nicht mit Sicherheit bejaht werden kann. 2. Am Kreuzungspunkt der Pfeile in Fig. E, Reihe 1, scheinen zwei Arten von Nadeln aufzutreten, die wohl zuerst Parallelismus vermuten lassen, in Wirklichkeit aber nicht parallel sind. Sie sind schematisch in Fig. 4 wiedergegeben.

Es treten kürzere, dickere Nadeln A auf, die auf beiden Seiten des Netzwerkes einander parallel sind und anscheinend die Orientierung des Netzwerk-Cementites haben; außerdem treten die feineren erheblich längeren Nadeln B und C auf, die anscheinend die Orientierung des Austenitkornes haben. Die letzteren sind gerade an den Stellen parallel, wo sie die Zweige DE und EF des Netzwerkes, die stark gegeneinander geneigt sind, berühren. Es ist wohl möglich, daß die Dornen A wirklich die Orientierung der kleinen dendritischen Kristalliten haben, welche das Netzwerk zusammensetzen, während die Nadeln B und C die Orientierung des Austenites aufweisen. Man könnte es so auffassen, als ob eine Spannung zwischen zwei sich konkurrierenden Arten von

Digitized by Google

kristallinischen Systemen, dem des Netzwerk-Cementites und dem des Austenites besteht Der erstere ist bestrebt, seine eigene Orientierung der des in seiner Nähe abgeschiedenen Cementites anzupassen; der letztere versucht, den Cementit, der in ihm entstanden ist, in seinen eigenen Spaltflächen zu verteilen. Wie in ähnlichen Fällen, kann bisweilen der eine, bisweilen der andere Sieger sein.

Die Vergröberung des Netzwerkes durch hohe Erhitzung ergibt sich durch Vergleich des verhältnismäßig kleinen Netzwerkes der Reihen 3 und 5, die das Verweilen bei 1000° C darstellen, mit dem erheblich gröberen in Reihe 1, 2 und 4, die das Verweilen bei etwa 1300° C und bzw. 1200° C darstellen.

Daß die Maschenweite des Netzwerkes mit dem Kohlenstoffgehalt zunimmt, worüber der eine von uns bereits berichtet hat (H I, Seite 341 bis 342 und 351), geht ferner aus einem Vergleich der Reihen 3 und 5 hervor, wenn auch nicht sehr deutlich, weil der Überschuß von innerem Cementit in Reihe 3 die Maschenweite des Netzwerkes verdeckt. In Ausführung begriffene Versuche versprechen, über diesen Punkt Aufklärung zu schaffen.

Zusammenfassung.

Die Koagulierung des voreutektoidischen Cementites zu Massen, die bei mäßiger Vergrößerung sichtbar sind, erfolgt sehr langsam.

In dem Maße, wie mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt die Menge dieses Cementites reihenweise zunimmt, wird die Koagulierung beschleunigt.

Der innere voreutektoidische Cementit koaguliert langsamer zu Sichtbarkeit als der des Netzwerkes.

Im Laufe dieser Koagulierung nimmt die Menge des sichtbaren inneren Cementites bis zu einem Maximum zu und nimmt dann wieder ab.

Diese Abnahme rührt von der Überführung des inneren Cementites in den Netzwerk-Cementit, wahrscheinlich hauptsächlich durch Lösung und Wiederabscheidung, her.

In gewissen Fällen ist die Menge des inneren Cementites sichtlich unverhältnismäßig größer, als die, die unsere Theorie fordert. Dies beruht auf Täuschung.

Digitized by Google

Die Hauptmenge des inneren Cementites ist wahrscheinlich in Spaltflächen des Austenits verteilt, in dem er geboren ist, und gibt die Lage dieser Spaltflächen selbst dann noch an, wenn der Austenit umgewandelt ist.

Es bestehen weitgehende Vermutungen, daß viele Nadeln, die von einem Netzwerk aus in das Innere der Körner schießen, nicht die Austenitspaltflächen, sondern die Orientierung der kleinen Kristalle anzeigen, welche in ihrer Gesamtheit das Netzwerk wie ein Dendrit aufbauen.

Digitized by Google

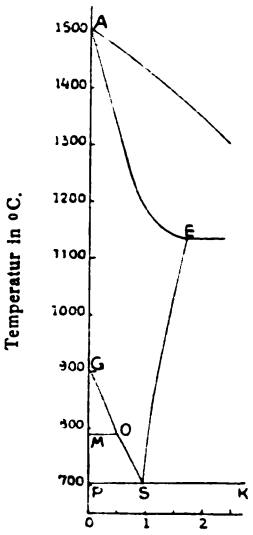


Fig. 1.
Teil des Eisen-Kohlenstoff-Diagrammes.

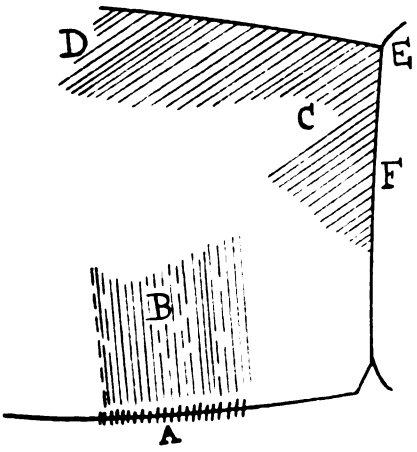


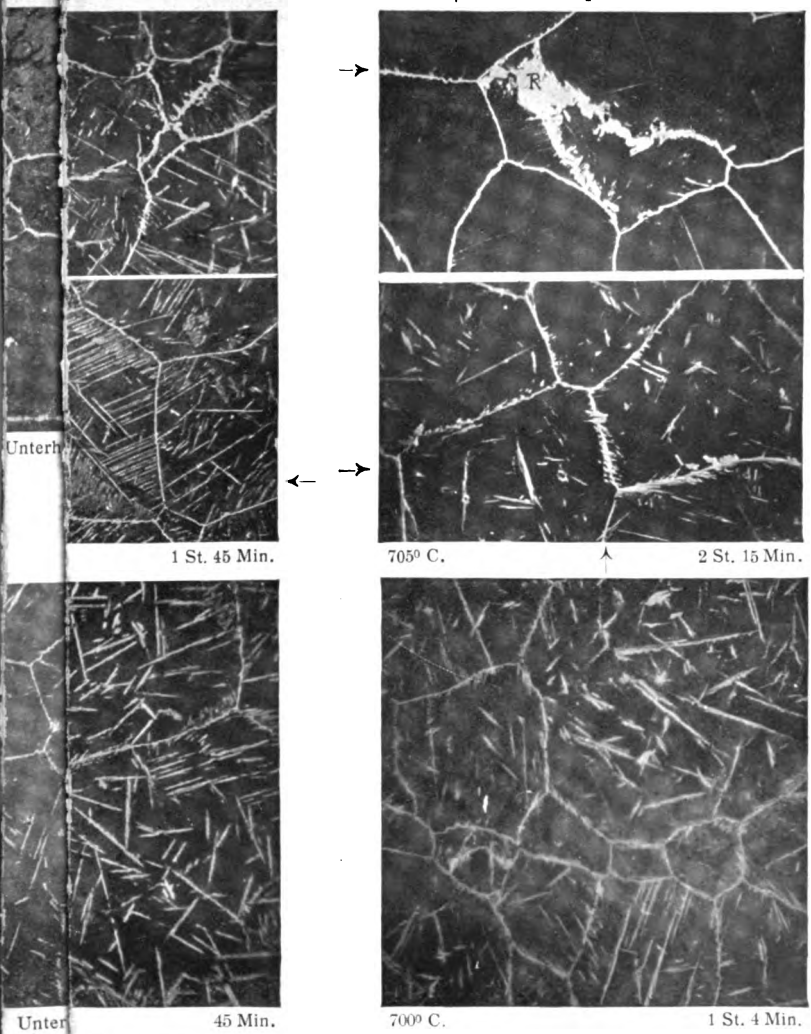
Fig. 4.

Digitized by Google

THE
JOHN CRERAR
LIBRARY

Digitized by Google

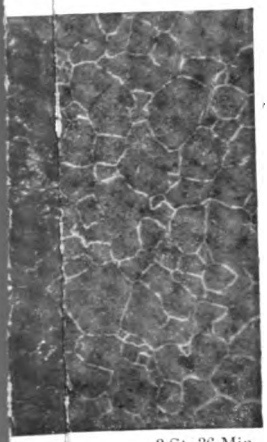
Tafel I.



Digitized by Google

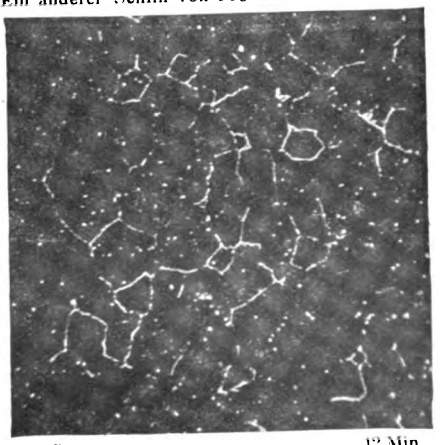
Digitized by Google

Nahe



3 St. 36 Min.

Ein anderer Schliff von Probe B dieser Reihe.



797° C.

12 Min.

Digitized by Google

THE
JOHN CRERAR
LIBRARY

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II5

DIE UMWANDLUNG DES EISENS UNTERHALB 700°.

Von Felix **Robin**, Paris.

In einer gelegentlich unserer Abhandlung über das Studium der Veränderungen des Klanges der Metalle[1]) veröffentlichten Bemerkung, empfiehlt F. Osmond, die physikalischen Eigenschaften des Eisens zwischen Zimmertemperatur und 700° einer Nachprüfung zu unterziehen, zwecks Aufklärung der Frage der Umwandlungen des Eisens bei Temperaturen gegen 100°.

Um diese Untersuchungen weiter anzuregen, haben wir uns vorgenommen, möglichst kurz jene Tatsachen zusammenzustellen, die, soweit uns bekannt, die Hypothese einer allotropen Umwandlung des Eisens von 100 bis 250° und einer Umänderung in der Nähe von 500° rechtfertigen.

Wie angedeutet[2]), stimmen die Resultate der Warmzerreißversuche, wie sie nach dem Beispiele von Fairbairn, A. Le Chatelier usw. unternommen wurden, ziemlich gut miteinander überein. Im allgemeinen gilt die Regel, daß, gleiche Geschwindigkeit der Versuche vorausgesetzt, die Festigkeit mit zunehmender Härte steigt, die Dehnung ab- und die Sprödigkeit zunimmt und umgekehrt. Wächst die Kaltreckung, so steigt die Sprödigkeit und umgekehrt. Bei der Untersuchung dieser Eigenschaften muß man sich hüten, die Eigenschaften, welche das Metall bei höheren Temperaturen annimmt, mit den durch Bearbeitung im warmen Zustande hervorgerufenen Eigenschaften bei gewöhnlicher Temperatur zu verwechseln.

[1]) Iron and Steel Institute 1911.

[2]) Iron and Steel Institute 1910 — II. S. 246.

Digitized by Google

Die Schaulinien, welche die Veränderungen der mechanischen Eigenschaften als Funktion der Temperatur darstellen, weisen eine Richtungsänderung von einer etwas unterhalb 100° gelegenen Temperatur an auf.

Die etwaige Umwandlung erstreckt sich auf ein großes Intervall; von 100 bis 250° für die statischen, von 300 bis 450° für die dynamischen Einwirkungen.

Phosphor vermindert die Stärke dieser Umwandlung in dem gleichen Maße, wie es die thermische Wirkung der Umwandlung des β-Eisens bis zum vollständigen Verschwinden derselben vermindert. Ni, Mn, Cr, Si schwächen diese Umwandlung oder beseitigen sie vollständig.

Die zweite eigentümliche Erscheinung, die unter dem Einflusse äußerer Einwirkungen auf das Eisen beobachtet wurde, liegt in der Nähe von 500°; werden die statischen Einwirkungen durch dynamische ersetzt, so verschiebt sich der Punkt bis auf etwa 600°.

Der Richtungswechsel, den alle Festigkeitskurven in diesem Punkte zeigen, erscheint einer großen Anzahl von Metallen gemeinsam zu sein; der Zusatz der vorerwähnten besonderen Metalle scheint diese Eigentümlichkeit keineswegs zu beeinflussen.

Das Studium des Klanges läßt die beiden merkwürdigen Erscheinungen besonders stark hervortreten, insbesondere die bei 100 bis 250°.

Nach Curie und Morris und nach Maurain gibt der Magnetismus manchmal Anhaltspunkte im Sinne des Vorhergehenden, die hervorzuheben von großer Wichtigkeit ist. Bei einem reinen Flußeisen mit 0·08% C beobachtete Morris[1]) eine eigentümliche Erscheinung, die oberhalb 400° einsetzte und ein Minimum bei 550° aufwies; bei Morris und Maurain[2]) scheint diese Temperatur des Minimums sehr deutlich ausgeprägt zu sein; nimmt man an, daß diese Temperatur dem Ende der Umwandlung entspricht, so muß man feststellen, daß deren Anfang sehr veränderlich ist und nach den von Maurain gegebenen Schaulinien zwischen 80 und 250° liegt. Dies stimmt mit den Veränderungen von Härte und Festigkeit sehr unvollkommen

[1]) Phil. Mag. 1897.

[2]) Annales de chimie et de physique — Juli 1910.

Digitized by Google

überein. Man könnte unserer Ansicht nach annehmen, daß die Zunahme des Magnetismus mit einer Abnahme der Härte übereinstimmt, so daß das ziemlich schwache Feld leichter auf das Metall einwirken kann, und daß die Abnahme des Magnetismus der Zunahme der Härte entspricht.

Unter diesen Bedingungen finden wir, daß das Minimum des Magnetismus bei 500° ungefähr der Veränderung der Härte bei 450 bis 500° entspricht; in beiden Fällen ist der Vorgang sehr deutlich bei weichem Eisen und nicht mehr wahrnehmbar bei hochgekohlten Stählen. Bei 600° würde der Magnetismus nicht mehr infolge einer Veränderung der Härte, sondern infolge des Entstehens von nichtmagnetischem β-Eisen abnehmen.

Das Minimum und das Maximum der Härte bei 100 und 250° würden nach Maurain in weiten Grenzen der Veränderung der Magnetisierung bei Hart- oder Manganstahl entsprechen, während eine diesbezügliche Schlußfolgerung für weiches Eisen nicht zulässig ist, da die aus den Resultaten hervorgehenden Veränderungen allzu gering sind. Andererseits könnte die bei 160 bis 250° auftretende Erscheinung des Stahles mit 0·86% C (Maurain) dem Verlust des Magnetismus des Fe_3C (der nach Wologdine[1]) bei etwa 180° eintritt) zugeschrieben werden.

Unsere Versuche über die Entmagnetisierung des Stahles beim Erhitzen geben eine schwache und zweifelhafte Andeutung bei 100°; bei 180° tritt der Punkt der plötzlichen Abnahme der Magnetisierung des Zementites deutlich hervor, auch dann, wenn das Eisen nur geringe Mengen dieses Bestandteiles enthält.

Schließlich ist das magnetische Altern[2]) der Einwirkung der Hitze, hauptsächlich bei etwa 100°, zuzuschreiben. Bei etwa 250° dürfte es wahrscheinlich beendet sein.

In der folgenden Tafel sind die im Eisen bis zu 700° auftretenden Sonderpunkte, Punkte, die besondere Erscheinungen charakterisieren, nach den bis jetzt angeführten und zu unserer Kenntnis gelangten Versuchen zusammengestellt.

---

[1]) C. R. Acad. des Sciences, Paris, 1909, S. 776.

[2]) Siehe Charpy: Eclairage électrique 1903 — und verschiedene Verfasser (Brown, Barret, Hadfield, 1900, Gumlich, 1902). Der Vorgang ist sehr verwickelt und noch wenig bekannt.

Digitized by Google

I. Versuche, bei denen der Einfluß von Kaltreckung aufzutreten scheint.

Härte = 100° — 250° — 420 bis 500° (Rev. de Métall. 1908).

Zugfestigkeit = 100° — 250° — (500°) (Howard, A. Le Chatelier, Leblant, (Iron age 1890), (Ass. Int. d'essais des Mat. 1892), (Ass. Int. d'essai des Mat. 1909).

Dehnung = (20°) — 250° — (500 bis 250) (Howard, A. Le Chatelier, Leblant).

Einschnürung = (300°) — (500°).

Druckfestigkeit = (100°) — 300° — etwa 500° (Iron and Steel Inst. 1910).

Kerb-Schlagfestigkeit = 150° — 500° (Charpy Sté d'Enc. 1899, Guillet und Revillon; Rev. de Métall. 1909).

Hämmerbarkeit beim Zerdrücken (Ausbauchung) = (100°) — 300° — 500° (Iron and Steel Inst. 1910).

Qualitative Angaben über das Auftreten von Rissen = id.

Fließen bei Drähten — 180° — 240° (Guye und Mintz, Sté des sc. phys. et nat. Genf — 1908.

Klang gespannter Drähte = 250° (Chrystal. Nature — 1880).

Eigenschaften bei Zimmertemperatur nach vorherigem Schmieden im warmen Zustand:

Vom Recken zurückbleibende Härte = 300° — (600°) (Iron and Steel Inst. 1910).

Sprödigkeit bei Zimmertemperatur = 300° — (Iron and Steel Inst. 1910).

Korrosion = etwa 250° — 700° (nicht veröffentlichte Versuche).

Korngröße = bei 600° bis 700° (nicht veröffentlichte Versuche).

II. Versuche, bei denen kein Einfluß von Kaltreckung aufzutreten scheint.

Elastizitätsgrenze beim Zugversuch = 100° — (250° bis 300°) — (450° bis 500°) (Leblant, Ass. Int. d'essais des Mat. 1909).

Der Klang 120° — 250° — etwa 400° (Iron and Steel Inst. 1911).

Schallgeschwindigkeit = Nähe von 100° (Wertheim).

Digitized by Google

Magnetismus:

Stärke des Magnetismus = 150° — 500° bis 550° (Morris, Phil. Mag. 1897, Maurain, Ann. de phys. et ch. 1910).

Plötzlicher Abfall des permanenten Magnetismus beim Erhitzen = 180° — (300°) (Poloni — Nuovo cimento [1878] und persönliche Versuche).

Veränderung der Hysteresis nach dem Erhitzen = 135° (Roget, The Electrician 1898).

Das Altern[1]).

Die Thermoelektrizität = 470° (Belloc — These 1903, Gauthier Villars).

Freiwerden von Gasen = 540 bis 580° (Belloc — These 1903, Gauthier Villars).

Korngrenzen der Gefügekörner auf polierten Flächen = 380° — 500°. (?) (Soc. d'Encouragement pour l'Ind. Nat., Paris, 1912).

Die Schaubilder 1 bis 4 geben schematisch einige Angaben wieder, die ein Vergleichen der Vorgänge miteinander erleichtern.

Die bei 100 bis 250° stattfindende Umwandlung ist — im allgemeinen — äußerst genau durch den Klang dargestellt und sehr deutlich durch Festigkeit und Härte ausgeprägt; bei den beiden letzteren tritt Kaltreckung auf. Die Stärke der Magnetisierung und das Altern zeigen diesen Vorgang vielleicht auch an, aber nur ungenau. Ersetzt man die statischen Versuche durch dynamische, so wird das Bereich der Sondererscheinungen verschoben.

Die Umwandlung bei 400 bis 500° wurde durch die Sprödigkeit, das Auftreten von Rissen, die Härte, den statischen und den dynamischen Widerstand, die Thermoelektrizität und — schwach — durch den Klang und die Stärke der Magnetisierung angedeutet. Ganz ähnlich scheinen sich die mechanischen Eigenschaften vieler Legierungen, sowie die Metalle Cu, Ni, Al usw. zu verhalten.

---

[1]) Siehe Charpy: Eclairage électrique 1903 — und verschiedene Verfasser (Brown, Barret, Hadfield, 1900, Gumlich, 1902). Der Vorgang ist sehr kompliziert und noch wenig bekannt.

Digitized by Google

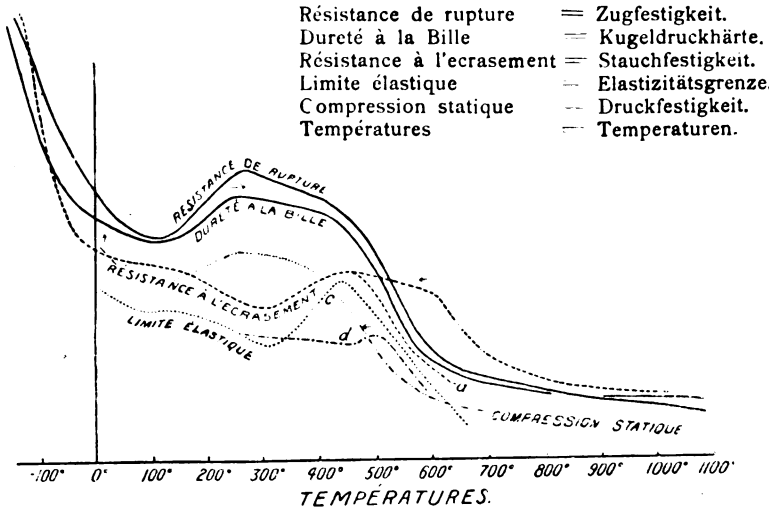


Fig. 1.

Veränderungen der mechanischen Eigenschaften. (Die Pfeile deuten die Verschiebung der Punkte mit dem Kohlenstoffgehalt an. — a: geringe Geschwindigkeit, c und d: verschiedene Stähle.)

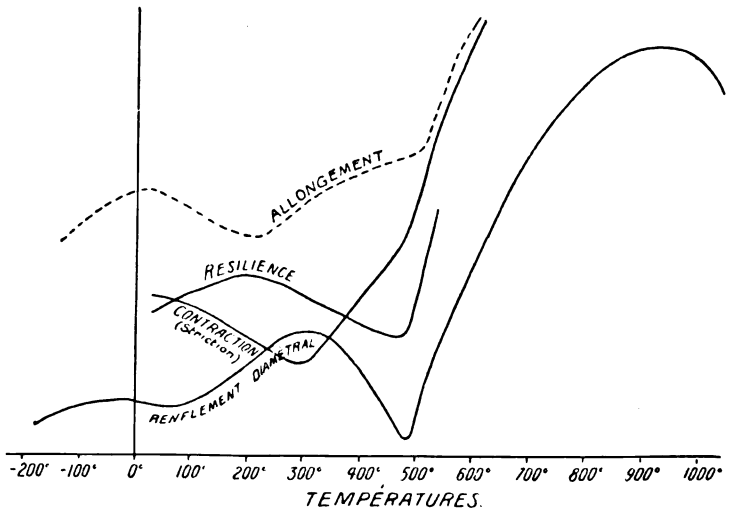


Fig. 2.

Veränderungen der mechanischen Eigenschaften. — Einfluß des Reckens.

Allongement	= Dehnung.
Résilience	= Schlagarbeit.
Contraction	= Einschnürung.
Renflement diamétral	= seitliche Ausbauchung.
Températures	= Temperaturen.

Digitized by Google

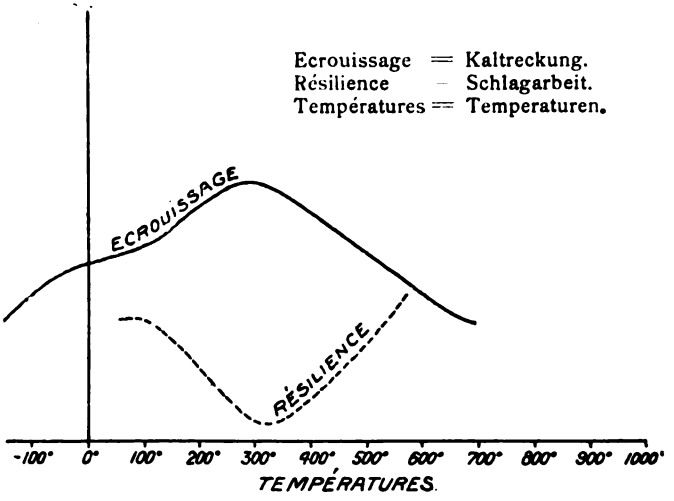


Fig. 3.

Veränderung der Eigenschaften niedrig gekohlten Eisens bei Zimmertemperatur nach erfolgter Bearbeitung bei der angegebenen Temperatur.

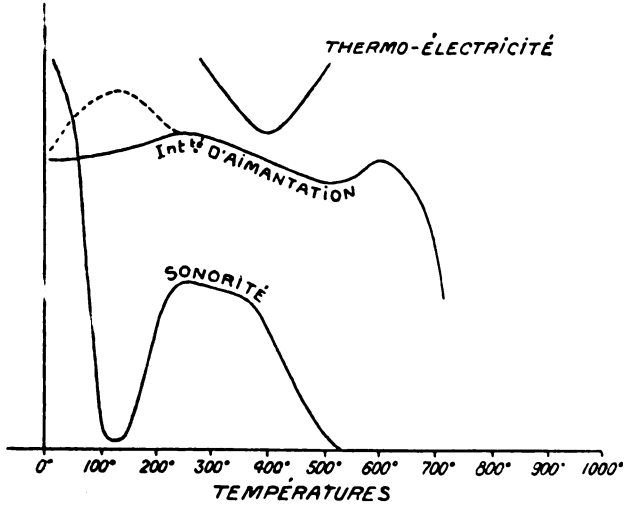


Fig. 4.

Veränderung verschiedener bemerkenswerter Eigenschaften des Eisens mit der Temperatur.

Thermo-électricité	= Thermo-Elektrizität.
Intensité d'aimantation	– Stärke der Magnetisierung.
Sonorité	= Klang.
Températures	– Temperaturen.

Digitized by Google

Mehrere physikalische Wirkungen scheinen sich jeder Angabe in dieser Richtung zu entziehen: Die Elastizitätsgrenze, die sich sehr ungenau verändert, der Elastizitätskoeffizient (stetige Veränderungen mit der Temperatur nach persönlichen Versuchen an Stimmgabeln verschiedener Stähle), der thermische Vorgang (keine thermischen Wirkungen). Roberts Austen (Inst. Mech. Eng. 1899) und Belloc (Soc. d'Enc. 1908) konnten Wärmeentwicklungen bei 500 bis 550° und bei 540 bis 580° feststellen, die vielleicht durch Gasentwicklungen hervorgerufen wurden. (Ersterer findet noch eine Entwicklung bei 260°.) Das Wärme- und das elektrische Leitvermögen[1]) scheinen sich bis zu 700° stetig zu verändern, ebenso die Wärmeausdehnung[2]) und die spezifische Wärme[3]). Die zwischen 300 und 600° unstetige Streuung der Magnetisierungsenergie scheint beim Eisen stetig zu verlaufen[4]). Nach Zeemann[5]) verändern sich die optischen Eigenschaften sehr wenig.

Man kann sich zweifellos die Frage stellen, ob das Eisen bei 100 bis 250° und bei 400 bis 500° nicht zwei allotrope Umwandlungen erleidet.

Jedenfalls würde sich die Charakterisierung dieser Umwandlung für den ersten dieser Punkte — vorausgesetzt, sie fände überhaupt statt — äußerst schwierig gestalten. Tatsächlich scheinen augenblicklich die Veränderung des Kristallsystems und die Wärmeentwicklung die einzigen Vorgänge darzustellen, auf Grund derer man sich — nach der Definition — für eine allotrope Umwandlung entscheiden könnte; in den vorliegenden Fällen geben sie keine Anhaltspunkte.

Wie man nun in solchen Fällen gewöhnlich verfährt, wird man einerseits annehmen, daß unsere Meßmethoden, die in diesem Falle ziemlich schlecht sind, nicht die genügende Empfindlichkeit besitzen, um die Vorgänge hervortreten zu lassen, andererseits

---

[1]) Wiedemann und Franz-Drude, Reinganum, Ann. der Phys. Berlin — 1900; Lentz-Benoît.

[2]) H. Le Chatelier, Sté d'Enc. Paris 1898 — Charpy und Grenet — Sté d'Enc. 1903.

[3]) Pyonchon — Byström (Journal de Physique).

[4]) Kunz (Elektrotechn. Zeitschrift, 1894).

[5]) Möglicherweise Wirkung der durch Polieren erhaltenen Schichten. Siehe ebenfalls — Drude — Königsberger (Zentralblatt für Mineralogie, 1908).

Digitized by Google

daß die allmählich stattfindenden Umwandlungen, die sich auf ein großes Temperaturgebiet erstrecken, in einem kurzen Temperaturintervall nur schwach zum Ausdruck kommen können.

Das Beispiel der Sondererscheinung des Klanges beim Neusilber würde zugunsten dieser Anschauungsweise sprechen: bei 315° findet plötzlich eine sehr scharfe Änderung statt; ihr entspricht eine sehr schwache Veränderung des elektrischen Widerstandes, die sich auf ein ziemlich erhebliches Temperaturintervall zu erstrecken scheint. Wenn wir annehmen, daß beim Eisen alle Vorgänge proportional verlaufen, würde der Änderung des Klanges eine thermische Veränderung entsprechen, die zu ausgedehnt und zu schwach wäre, um wahrgenommen zu werden.

An diese Erscheinung des Eisens kann man folgende Bemerkungen knüpfen. Diese Punkte verschieben sich nicht als Funktion des Zusatzes fremder Bestandteile, wie dies für den Punkt A 2, im Gegensatz zu A 3, zutrifft. Man hat angenommen, daß das allmähliche Auftreten des Magnetismus beim Erkalten durch die Abnahme der inneren Geschwindigkeit der Eisenteilchen hervorgerufen wurde; die Umwandlung würde dann bei einer unbestimmten Temperatur ihr Ende erreichen, das durch sehr schwache Einwirkungen sehr weit verschoben werden könnte. (Nach Weiß[1]) wäre notwendigerweise die Wärmeentwicklung der Begleiter dieser Umwandlung.) Das Hinzukommen von β-Eisen wäre also bei dem bei 100° stattfindenden Vorgang nicht unmöglich.

Andererseits bemerken wir, daß die mechanischen Eigentümlichkeiten oder die Erscheinung des Klanges des nicht bei Zimmertemperatur kaltbearbeiteten Eisens im allgemeinen durch langes Ausglühen, durch P und Si vermindert werden. Dieselben Bedingungen, welche die Kristallisation begünstigen, dämpfen die Stärke der Umwandlung, was zu der Hypothese führen könnte, daß bei dem Eisen, bestehend aus einer Mischung von kristallartigen und amorphen Elementen, eine zu große Anzahl kristallinischer Elemente ungünstig auf die Umwandlung einwirkt, die vorzugsweise dem amorphen Eisen eigen ist.

Der Vorgang des magnetischen Alterns wäre dieser Auffassung sehr günstig, falls tatsächlich wie bisher behauptet wurde, festgestellt ist, daß das Altern ausschließlich durch längeres Glühen auf

[1]) Journal de Physique. 1908.

Digitized by Google

etwa 100° hervorgerufen wird (das Maximum liegt vielleicht bei 130°), daß ein Erhitzen bei etwa 250° regenerierend wirkt, und daß das Altern schließlich durch Ursachen wie die Kristallisation des Stahles bedeutend abgeschwächt wird: nämlich durch langsames und gleichmäßiges Glühen, durch die Gegenwart von Silizium oder Aluminium.

Die Hypothesen, die man bezüglich der bei 100 bis 250° auftretenden Sondererscheinungen des Eisens aufstellen kann, sind unserer Ansicht nach sehr zahlreich: das Auftreten eines unabhängigen Umwandlungspunktes — die Wirkung des Entstehens des β-Eisens — ein durch im umgekehrten Verhältnis stehendes Anwachsen von Härte und Kalthärtung hervorgerufenes Maximum — die Wirkung des Wasserdampfes — usw.

Wenn es auch augenblicklich unmöglich ist, eine endgültige Lösung dieser Frage zu geben, so wollen wir dennoch unsere jetzige Anschauungsweise über diesen Punkt wiedergeben, wie hypothetisch sie auch immerhin sein mag.

Temperaturen gegen 500°. Die Metalle, deren innere Festigkeit bei diesen Temperaturen noch genügend ist, scheinen (vielleicht alle) ein Nachlassen der Kohäsion aufzuweisen, das ungefähr dem Auftreten der Rotglut entspricht. Von dieser Temperatur an scheinen die Eigenschaften sich regelmäßig zu verändern und die entsprechenden Schaulinien sind hyperbolisch, ausgenommen jene Sondererscheinungen, die durch allotrope Umwandlungen hervorgerufen werden. Die bis jetzt untersuchten mechanischen Eigenschaften deuten auf Sondererscheinungen bei Temperaturen, die durch die Einwirkungsgeschwindigkeiten der angewandten Kräfte verschoben werden, ohne jedoch die Temperaturzone von 500° zu überschreiten, wo diese Erscheinungen sozusagen zusammenstoßen; hier vermag die molekulare Bewegung vielleicht sofort den für einen Augenblick zerstörten Gleichgewichtszustand wieder herbeiführen.

Allem Anscheine nach entspricht diese Temperaturzone dem Übergang des Metalles aus dem harten in den weichen Zustand, so daß verschiedene mechanische Wirkungen eine Richtungsänderung erleiden, die schon in der Abhandlung über Druckfestigkeit erwähnt wurde[1]).

[1]) Iron and Steel Inst. II, 1910, S. 95.

Digitized by Google

Infolgedessen scheint uns die Erscheinung in der Temperaturzone von 500° im allgemeinen bei den Metallen den Übergang zwischen zwei festen Stadien darzustellen oder eine schwache Unstetigkeit zwischen dem festen und einem teigigen Zustande, der sich vor dem flüssigen Zustande auf ein großes Intervall hin erstreckt.

Umwandlung bei 100 bis 250°. Diese, bisher dem Eisen allein eigene Umwandlung, die heute unabhängig von jeglichem nachweisbaren Einfluß der Kaltreckung aufgefaßt wird, scheint uns eine stetig zunehmende Zustandsänderung zu sein und den Übergang eines Zustandes α_1 in einen Zustand α_2 darzustellen, in dem das Eisen vielleicht aus einem Gemisch kristallisierter und amorpher Bestandteile besteht.

Da es trotzdem nicht absolut sicher ist, daß man diese Vorgänge nicht auch durch mechanische Wirkungen erklären kann (durch β-Eisen oder irgendeine andere Ursache), halten wir es für angezeigt, nochmals auf den hypothetischen Charakter dieser Erläuterungen hinzuweisen.

Wir würden uns glücklich schätzen, wenn jene, die sich für diese Frage interessieren, uns ihre Versuche oder ihre Anschauungsweise auf diesem Gebiete zukommen lassen wollten.

Zusammenfassung.

Die Klang-Versuche bei Legierungen im warmen Zustande haben in einer eigentümlichen Weise die Sondererscheinungen an das Tageslicht gebracht, die das Eisen zwischen 100°—250° darbietet. Sie lassen sich nicht mehr als einfache Wirkung des Kaltreckens erklären.

Der Autor tritt für die Hypothese einer allotropen Modifikation der Elemente a_1, in Elemente a_2 ein, in welchem Zustande das Eisen vielleicht nur aus einer Mischung kristallinischer und amorpher Gefügebestandteile bestehen dürfte.

Um die Frage in Zukunft aufzuklären und um einen Austausch der Ideen darüber anzuregen, gibt der Autor eine bibliographische Zusammenstellung aller Versuche, die über die Eigenschaftsänderungen des Eisens angestellt worden und zu seiner Kenntnis gelangt sind, indem er die Sondererscheinungen gleicher Art, die diese Versuche unterscheiden lassen, in unparteiischer Weise heraushebt und gegen einander in Vergleich zieht.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II$_6$

BEMERKUNGEN ÜBER DAS WACHSEN DER FERRITKRISTALLE UNTERHALB IHRES THERMISCHEN UMWANDLUNGSPUNKTES.

Von **Albert Sauveur,**

Professor für Metallurgie und Metallographie an der Harvard-Universität.

(Aus dem Englischen ins Deutsche übersetzt von Erich Wetzel.)

Im Jahre 1898 lenkte ein neuer klassischer Aufsatz von Stead die Aufmerksamkeit der Metallurgen auf das freiwillige Wachsen gereckter Ferritkristalle, die Temperaturen dicht unterhalb des thermischen Umwandlungspunktes des Metalles ausgesetzt sind.

Seitdem sind wertvolle ergänzende Mitteilungen über diese interessante und kaufmännisch wichtige Tatsache nicht gemacht oder wenigstens nicht veröffentlicht worden.

Der Verfasser hat in seinem Laboratorium zahlreiche Versuche zur Feststellung weiterer Einzelheiten ausführen lassen, die den Vorgang des Wachsens der Kristalle, den Einfluß der Glühtemperatur auf das Wachsen, den Einfluß der Glühdauer, die Art und die Stärke der Reckung, die Anwesenheit von Kohlenstoff, Schlacke usw. betreffen. Da eine ausführliche Beschreibung seiner Versuche sich zu sehr in die Länge ziehen würde, so beschränkt sich der Verfasser auf eine kurze Wiedergabe der wichtigsten Ergebnisse.

Die zu beschreibenden Versuche wurden alle mit einhalbzölligen Eisenstangen guter Handelsqualität mit 0·05% Kohlenstoff ausgeführt. Alle Stangen wurden zunächst in einem Gasofen auf 1000° C erhitzt und langsam im Ofen abgekühlt. Der Kürze wegen

Digitized by Google

soll diese Behandlung als „Normalbehandlung“ („Normalizing“) bezeichnet werden. Ihr Zweck war, irgendwelche vorhandene Reckungen zu beseitigen und dem Stahl ein gut ausgebildetes Gefüge gleichachsiger Ferritkristalle und zerstreuter Perlit-Inselchen zu geben. Proben, die von diesen „normal-behandelten“ Stangen abgeschitten worden waren, wurden auf verschiedene Art und in verschiedenem Grade der Kaltreckung unterworfen und hierauf 7 Stunden lang auf 650° C erwärmt.

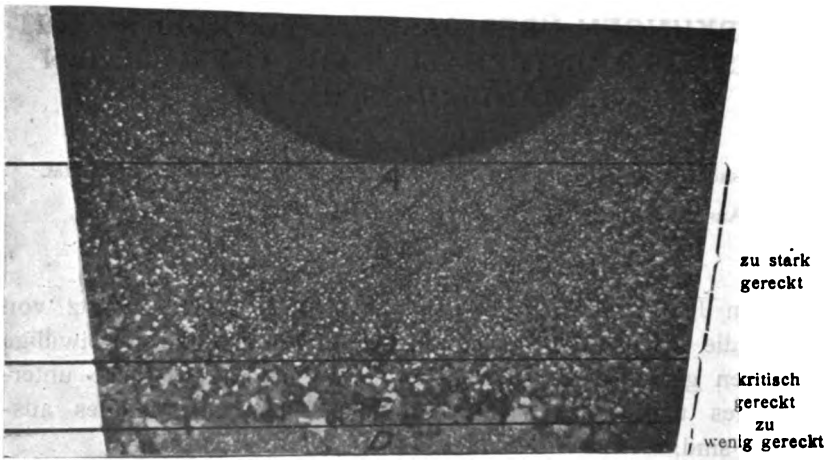


Abbildung 1.

Stahl mit 0·05% Kohlenstoff, der Kugeldruckhärteprüfung unter einem Druck von 6000 kg unterworfen und 7 Stunden bei 650° C erwärmt. Vertikalschnitt durch den Boden des Eindruckes. Vergrößerung 6fach.

In Abbildung 1 sind die Ergebnisse wiedergegeben, die mit einem Stück dieses Stahles erhalten wurden, das der Brinellschen Kugeldruckprüfung unter einem Druck von 6000 kg unterworfen, hierauf 7 Stunden bei 650° C erwärmt und langsam im Ofen abgekühlt worden war. Das wiedergegebene Gefüge ist das eines Vertikalschnittes durch den Boden des sphärischen Eindruckes, der durch eine 10 mm-Kugel hervorgerufen worden war. Die Reckung war offenbar nahe am Boden des Eindruckes bei A am stärksten und nahm allmählich von A nach D hin an Stärke ab. Das Aussehen des Kleingefüges ist bemerkenswert und hat besondere Bedeutung:

Digitized by Google

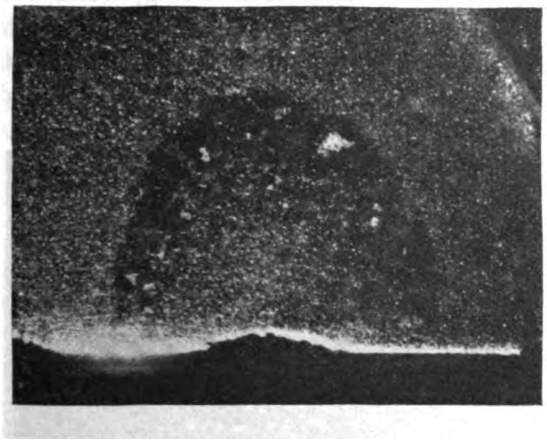


Abbildung 2.

Derselbe Stahl, der Kugeldruckprüfung unter einem Druck von 3000 kg unterworfen und 7 Stunden bei 650° C erwärmt. Vertikalschnitt durch den Boden des Eindruckes. Vergrößerung 6fach.

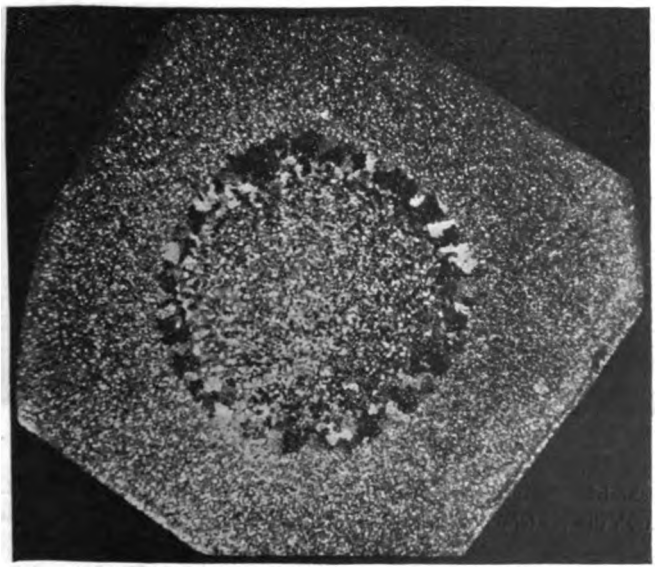


Abbildung 3.

Derselbe Stahl, geprüft und behandelt wie der in Abbildung 2 wiedergegebene. Horizontalschnitt durch den Boden des Eindruckes. Vergrößerung 6fach.

Digitized by Google

1. Bei D, wo das Metall nur wenig, wenn überhaupt, gereckt war, wurde kein Wachsen beobachtet.

2. Bei C, wo die Reckung stärker gewesen sein muß, hat plötzliches Wachsen von maximaler Stärke stattgefunden.

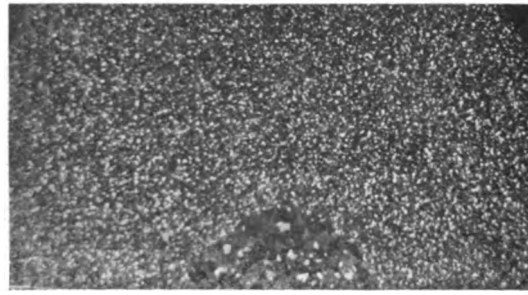


Abbildung 4.

Derselbe Stahl, der Kugeldruckprüfung unter einem Druck von 1000 kg unterworfen und 7 Stunden bei 650° C erwärmt. Vertikalschnitt durch den Boden des Eindruckes. Vergrößerung 6fach.

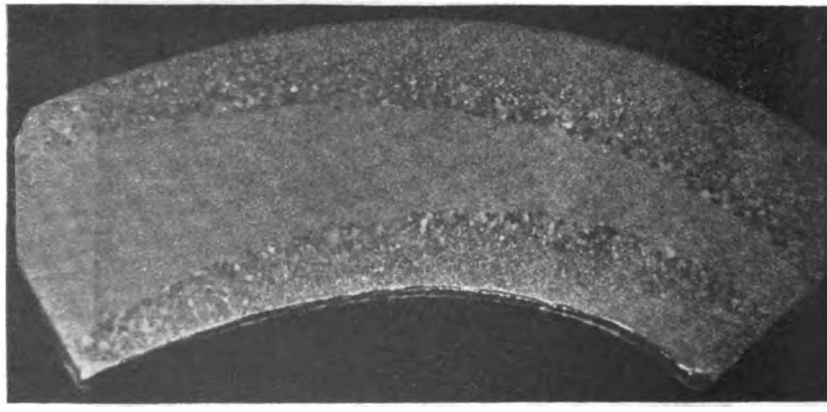


Abbildung 5.

Derselbe Stahl, zusammengebogen und 7 Stunden bei 650° C erwärmt. Längsschliff durch die Mittelachse der Stange an der Biegungsstelle. Vergrößerung 6fach.

3. Von C nach B, wo die Stärke der Reckung zunimmt, nimmt das kristalline Wachsen allmählich ab.

4. Von B nach A, also mit weiterer Zunahme der Reckung, hat kein kristallines Wachsen stattgefunden.

Digitized by Google

Die Beobachtungen lassen den Schluß zu, daß Ferritkörner beim Erwärmen unterhalb der kritischen Umwandlungstemperatur nicht wachsen, wenn sie nicht eine gewisse Beanspruchung erfahren haben. Mit anderen Worten: sie weisen auf das Vorhandensein eines kritischen Reckungsgrades, der Wachsen hervorruft, hin; größere oder geringere Reckungen bleiben ohne Wirkung. Die schmale Zone, die von dem kritisch gereckten Metall eingenommen wird, ist auch bemerkenswert als sehr scharfe Trennungslinie zwischen dem kritisch gereckten und dem zu wenig gereckten Metall. Die Trennung des kritisch gereckten von dem zu stark gereckten Metall ist nicht so scharf.

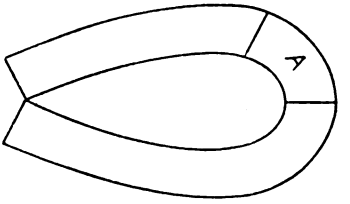


Abbildung 6.
Skizze der gebogenen Stange.

Derartige Versuche wurden oftmals wiederholt und führten zu den gleichen Ergebnissen.

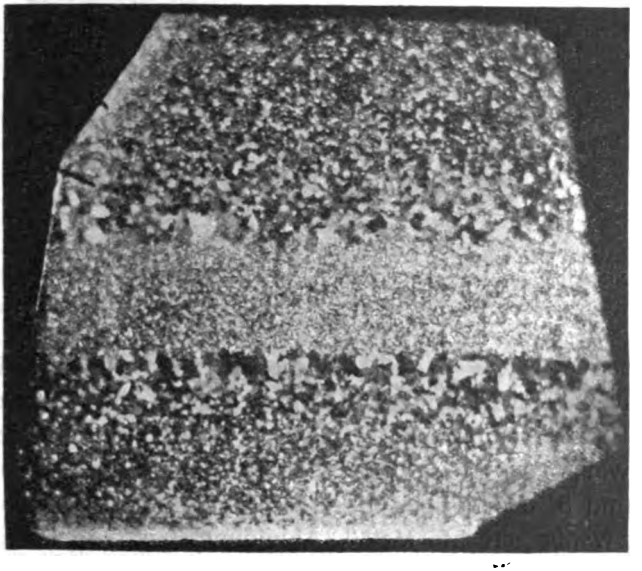


Abbildung 7.

Dieselbe Stange wie bei Abbildung 5. Querschnitt durch die Biegungsstelle. Vergrößerung 6fach.

Digitized by Google

Ein Stück desselben Stahles wurde genau derselben Behandlung unterworfen, nur mit dem Unterschiede, daß der Kugeldruck 3000 kg, also die Hälfte des vorher angewendeten Druckes, betrug. Das nach dem Erwärmen dieser Probe eingetretene Wachsen der Kristalle ist aus Abbildung 2 ersichtlich. Dem geringeren Druck entsprechend, liegt der kritisch gereckte Teil des Metalles näher am Eindruck. Dies war natürlich zu erwarten.

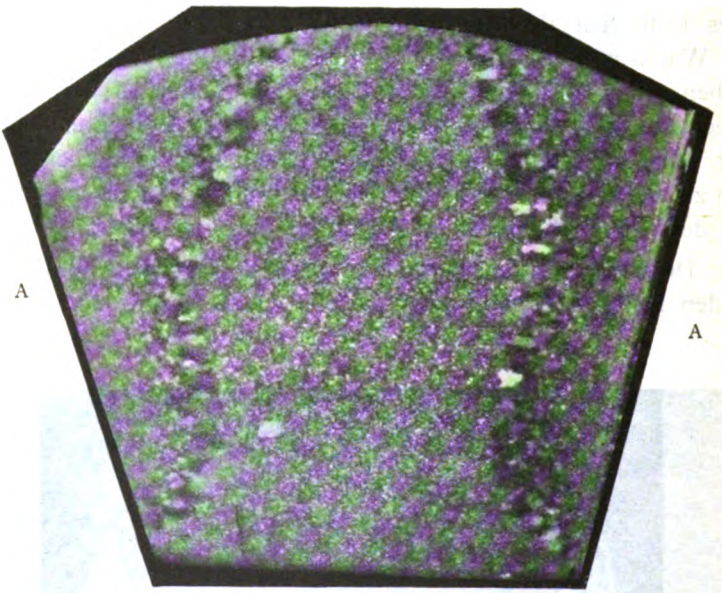


Abbildung 8.

Derselbe Stahl, abgeschert und 7 Stunden bei 650° C erwärmt. Vertikalschnitt rechtwinkelig zu den abgescherten Oberflächen. Vergrößerung 6fach.

Wir haben hier wie in dem vorhergehenden Falle drei Zonen: 1. Das den Eindruck umgebende und sich auf eine bestimmte Entfernung ausdehnende Metall, welches zum Wachsen zu stark gereckt war; 2. das kritisch gereckte Metall in Form einer sphärischen Schale und 3. das übrige, für das Eintreten des Wachsens nicht oder zu wenig gereckte Metall. Abbildung 3 ist ein Schnitt durch eine ähnliche Probe, die bis auf den Boden des Eindruckes abgeschliffen worden war. Das Vorhandensein eines auf diesem Schliff sichtbaren Ringes, der kristallinisches Wachsen aufweist, wird damit erklärt.

Digitized by Google

Eine andere Probe desselben Stahles wurde einem Drucke von 1000 kg unterworfen und erwärmt. Das entstandene Gefüge ist in Abbildung 4 wiedergegeben. Des geringeren Druckes wegen

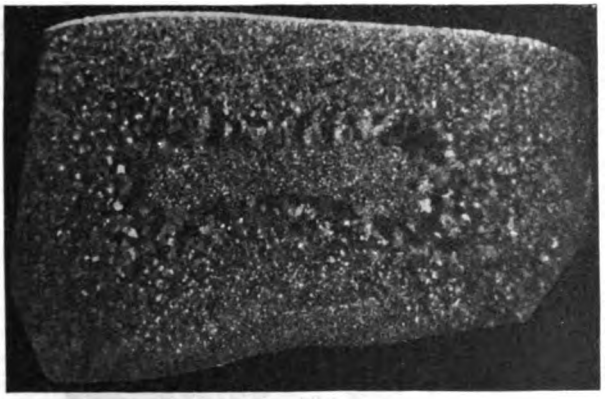


Abbildung 9.

Derselbe Stahl, tordiert und 7 Stunden bei 650° C erwärmt. Querschliff durch die Stange. Vergrößerung 6fach.

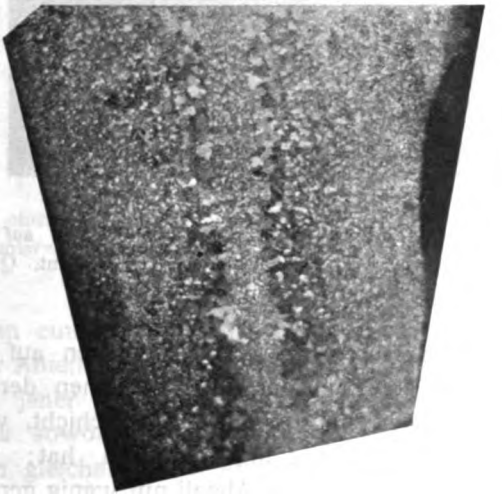


Abbildung 10.

Längsschliff durch dieselbe Stange wie bei Abbildung 9. Vergrößerung 6fach.

reicht der kritisch gereckte Teil bis nahe an den Boden des Eindruckes und umgibt ihn, da zu stark gerecktes Metall nicht vorhanden ist. Der größere Teil der Probe war zu wenig gereckt.

Digitized by Google

In Abbildung 5 ist das Gefüge einer Stange desselben Stahles wiedergegeben, welche nach vollständigem Umbiegen entsprechend der Abbildung 6, 7stündigem Erwärmen bei 650° C unterworfen wurde. Ein Stück dieser Stange wurde dann, wie in der Skizze bei A angegeben, durchgeschnitten. Dann wurde ein Längsschnitt durch die Mitte für die mikroskopische Untersuchung hergestellt. Offenbar war die obere Seite des gebogenen Teiles

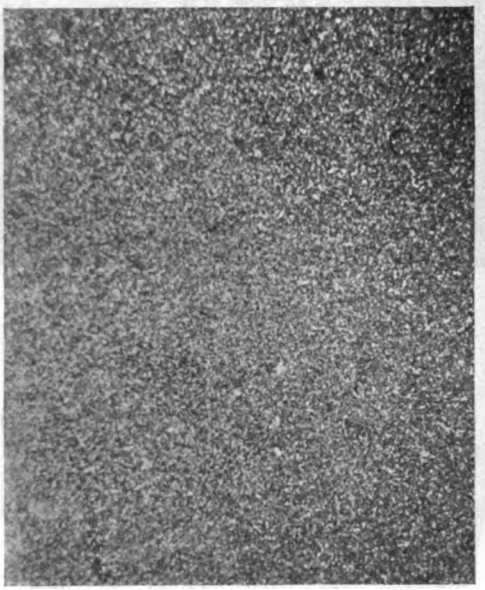


Abbildung 11.

Derselbe Stahl, einer Zugbeanspruchung von 47.500 Pfund auf ein Quadratzoll (3339 kg/cm²) unterworfen, 7 Stunden bei 650° C erwärmt. Querschnitt durch die Stange. Vergrößerung 6fach.

der Stange auf Zug, die untere Seite hingegen auf Druck beansprucht worden. Gerade in der Mitte zwischen der oberen und unteren Seite befindet sich eine neutrale Schicht, welche weder Zug- noch Druckbeanspruchung erfahren hat; in der Nähe dieser neutralen Schicht ist das Metall nur wenig gereckt; mit zunehmender Entfernung von der neutralen Schicht nimmt die Reckung nach beiden Richtungen hin allmählich zu. Abbildung 5 zeigt, 1. daß in der Mittelschicht der Stange kein Wachsen stattgefunden hat, weil das Metall hier zu wenig gereckt worden war; 2. daß plötzliches Wachsen von maximaler Stärke eintritt, sobald

Digitized by Google

der kritische Reckungsgrad erreicht wird, und 3. daß das Wachsen mit stärkerer Reckung des Metalles allmählich wieder abnimmt. In der Nähe der oberen und unteren Seite der Biegungsstelle, wo das Metall am stärksten gereckt ist, ist das Wachsen, wenn ein solches überhaupt stattgefunden hat, sehr gering. Die Ausdehnung des mittleren Teiles, der in dem Maße, wie die Entfernung von der Biegestelle zunimmt, kein Wachsen zeigt, hängt also mit dem

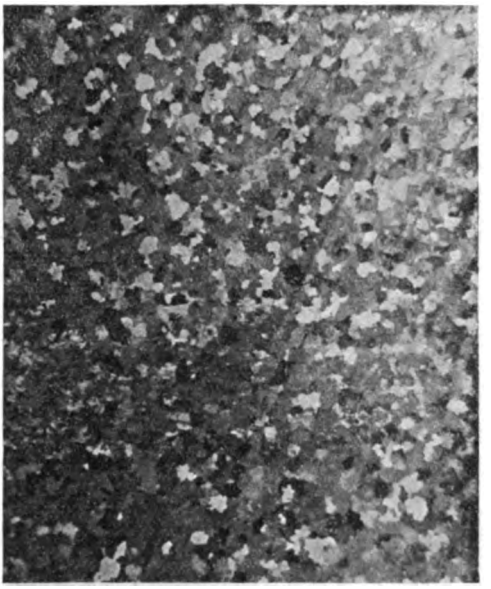


Abbildung 12.

Derselbe Stahl, einer Zugbeanspruchung von 50.000 Pfund auf ein Quadratzoll (3515 kg/cm²) unterworfen und 7 Stunden bei 650° C erwärmt. Querschnitt durch die Stange. Vergrößerung 6fach.

Vorhandensein einer kritischen Reckung zusammen, denn es ist klar, daß der Anteil des nicht gereckten oder zu wenig gereckten Metalles mit jener Entfernung zunimmt. Außerdem zeigt dieser Versuch, daß sowohl Zugbeanspruchung als auch Druckbeanspruchung in gleicher Weise kristallinisches Wachsen hervorruft, denn es besteht anscheinend kein Unterschied in der Korngröße der Ferritkristalle zwischen der unteren und der oberen Seite der Stange. Die kritisch gereckten Schichten liegen also fast an derselben Stelle, d. h. in der gleichen Entfernung von den äußeren Oberflächen. Ihre Ausdehnung scheint also die gleiche zu sein.

Digitized by Google

Abbildung 7 zeigt das Gefüge eines Querschnittes derselben Stange. Sie zeigt eine Mittelschicht von wenig gerecktem Metall, zwei parallele, kritisch gereckte Schichten und zwei breite Streifen, die mit zunehmender Reckung rasch abnehmendes Wachsen erkennen lassen.

Aus Abbildung 8 ist das kristallinische Wachsen ersichtlich, das durch Abscheren einer Stange verursacht ist. Der wiedergegebene Schnitt ist ein Vertikalschnitt im rechten Winkel zu den

Abbildung 13.

Derselbe Stahl, einer Zugbeanspruchung von 52.500 Pfund auf ein Quadratzoll (3690 kg/cm²) unterworfen und 7 Stunden bei 650° C erwärmt. Querschnitt durch die Stange. Vergrößerung 6fach.

abgescherten Oberflächen AA. Man erkennt, daß die kritisch gereckten Schichten des Metalles in derselben Entfernung von den abgescherten Seiten liegen, und daß sie zwei schmale Streifen bilden, auf deren beiden Seiten das Metall nicht gewachsen ist; die Mittelschicht nicht, weil die Kristalle zu wenig, die äußere Schicht nicht, weil die Kristalle zu stark gereckt sind.

Das durch Torsionsbeanspruchung entstandene Wachsen ist aus Abbildung 9 ersichtlich. Die Abbildung zeigt das Gefüge eines Querschliffes einer Stange aus demselben Stahl, die um eine volle

Digitized by Google

Umdrehung um ihre Achse verdreht und dann der Erwärmung unterworfen worden ist. Man erkennt in Übereinstimmung mit unserer Hypothese eine wegen ungenügender Reckung nicht gewachsene Mittelschicht, eine schmale Schicht von kritisch gerecktem Metall, die das größte Wachsen aufweist, und eine umgebende Zone, die mit zunehmender Reckung rasch abnehmendes Wachsen erkennen läßt.

Abbildung 10 zeigt das Gefüge eines Längsschliffes durch dieselbe Stange.

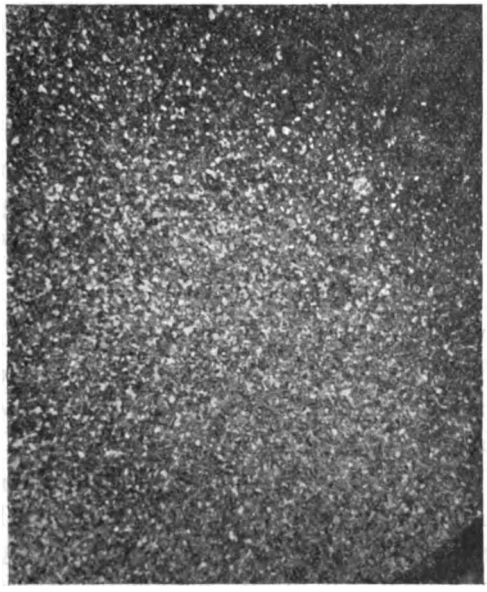


Abbildung 14.

Derselbe Stahl, einer Zugbeanspruchung von 55.000 Pfund auf ein Quadratzoll (3966 kg/cm²) unterworfen und 7 Stunden bei 650° C erwärmt. Querschnitt durch die Stange. Vergrößerung 6fach.

Aus obigen Erörterungen ist zu entnehmen, daß die Ferritkörner bei der Erwärmung unterhalb der kritischen Umwandlungstemperatur des Metalles erst dann wachsen, wenn eine bestimmte kritische Beanspruchung, die einen bestimmten Reckungsgrad hervorruft, angewendet worden ist. Wird dieser Reckungsgrad überschritten, so findet kein Wachsen statt. Um die Größe dieser kritischen Beanspruchung, die bei der Erwärmung Wachsen hervorruft, festzustellen, wurde noch eine Anzahl von Stangen desselben

Digitized by Google

Stahles steigenden Zugbeanspruchungen unterworfen und 7 Stunden bei 650° C erwärmt. Dann wurden Querschliffe von den gereckten und erwärmten Stangen für die mikroskopische Untersuchung hergestellt. Die Ergebnisse sind unten zusammengestellt. Die Streckgrenze des Metalles liegt bei etwa 35.000, die Bruchgrenze bei 57.000 Pfund auf ein Quadratzoll (2460 bzw. 4007 kg/cm²).

Pfund auf ein Qu.-Zoll	kg auf 1 cm²	kristallinisches Wachsen nach 7stündigem Erwärmen bei 650° C.
2.500	176	kein Wachsen.
5.000	350	„
10.000	700	„
25.000	1760	„
37.500	2636	„
40.000	2812	„
45.000	3163	„
47.500	3339	„
50.000	3515	stark ausgeprägt.
52.500	3690	kein Wachsen.
55.000	3966	„
57.000 (Bruchbeanspruchung)	4007	„

In den Abbildungen 11, 12, 13 und 14 sind die Schliffe der Stangen, die Spannungen von 47.500, 50.000, 52.500 und 55.000 Pfund auf ein Quadratzoll ausgesetzt gewesen und erwärmt worden waren, wiedergegeben.

Diese Zugversuche bieten gleichfalls einen Anhalt für das Vorhandensein einer kritischen Reckung, und die Tatsache, daß eine Beanspruchung von 50.000 Pfund auf ein Quadratzoll gut ausgeprägtes Wachsen hervorruft, während nur wenig geringere oder wenig größere Beanspruchungen, nämlich 47.500 und 52.500 Pfund auf ein Quadratzoll kein Wachsen hervorrufen, ist ein Beweis für die enge Umgrenzung der kritischen Beanspruchung. Die kritische Zugbeanspruchung, die nötig ist, um kritischen Reckungsgrad hervorzurufen, liegt offenbar etwa 15.000 Pfund auf ein Qudratzoll oberhalb der Streckgrenze des Metalles.

Stead bemerkt, daß kohlenstoffarme Stahlbleche, die unterhalb ihrer kritischen Umwandlungstemperatur gewalzt und daher gereckt worden sind, nach dem Erwärmen auf Temperaturen unterhalb der Umwandlung oft außerordentlich brüchig sind; unzweifelhaft infolge des kristallinischen Wachsens. Er bemerkt auch, ohne eine Erklärung dafür abgeben zu können, daß nur verhältnis-

Digitized by Google

mäßig dicke Bleche diese Erscheinung zeigen, nämlich die, die eine Dicke von mehr als 18 B. W. G. haben. Offenbar sind nach den Untersuchungsergebnissen des Verfassers die Ferritkristalle der dünneren Bleche infolge größerer Bearbeitung über den kritischen Reckungsgrad hinaus gereckt worden; sie wachsen daher beim Erwärmen nicht. Stead hatte eine Vorahnung derartiger Verschiedenheiten in der Wirkung der Beanspruchung, denn er schreibt: „Was ist der Grund für diese Verschiedenheit? Zerstört das jenseits eines gewissen Punktes fortgesetzte Walzen die innere Anordnung, die vor diesem Punkte besteht?"

Die vorstehend beschriebenen Versuche wurden von Herrn I. O. Connolly, einem damaligen Studierenden der Hochschule für angewandte Wissenschaften der Harvard-Universität, gegenwärtig bei der Amerikanischen Stahl- und Eisen-Co., ausgeführt. Die interessanten Ergebnisse sind der Sorgfalt und Geschicklichkeit zu danken, mit der die Untersuchungen durchgeführt wurden.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II7

NOMENKLATUR DER MIKROSKOPISCHEN BESTANDTEILE UND DER STRUKTURELEMENTE VON EISEN UND STAHL.

Bericht der Kommission 53.

Vorgelegt vom Obmanne der Kommission **H. M. Howe** und dem Sekretär der Kommission **A. Sauveur.**

(Übersetzung aus dem Englischen.)

Der Kommission gehörten an:

Obmann: Professor H. M. Howe, New York.

Sekretär: Professor Albert Sauveur, Boston.

Mitglieder: F. Osmond, Paris; Dr. G. H. Carpenter, Manchester; Prof. W. Campbell, New York; Prof. C. Benedicks, Stockholm; Prof. F. Wüst, Aachen; Prof. A. Stansfield, Montreal; Dr. J. E. Stead, Middlesborough; L. Guillet, Paris; Prof. E. Heyn, Berlin-Lichterfelde; Dr. W. Rosenhain, Teddington.

I. Allgemeine Übersicht.

Wir zählen zuerst jene Stoffe auf, welche von solcher Wichtigkeit sind, daß sie erwähnt werden müssen; wir geben deren Zusammensetzung in großen Zügen an, sodann definieren und beschreiben wir einige derselben.

Die Bedingungen, welche wir erfüllen sollen, sind: 1. Daß wir Definitionen erstreben, denen jedermann zustimmen kann; das schließt ein, daß sie frei von allen umstrittenen Einzelheiten sein müssen und sie auf Grundlagen beruhen, welche jedermann als

Digitized by Google

richtig anerkennt. 2. Daß der Leser notwendigerweise die gebräuchlichen Theorien über die Zusammensetzung dieser Stoffe kennen soll, und zwar Theorien, die notgedrungen noch umstritten sind. Wir erfüllen diese Bedingungen dadurch, daß wir 1. die Namen, welche wir zum allgemeinen Gebrauch empfehlen, angeben, zwischen Klammern von denjenigen Namen gefolgt, welche derzeit hinreichend im Gebrauch sind, um ihre Berücksichtigung zu rechtfertigen, 2. daß wir die eigentliche Definition angeben, die auf einer unbestrittenen Eigenschaft beruht, z. B. die Definition von Austenit, welche wir dahin geben, daß er eine feste Lösung von Eisen und Kohlenstoff ist, wobei wir zweckentsprechend alle Erläuterungen über das Wesen des Lösungsmittels und gelösten Körpers weglassen; und 3. daß wir die Zusammensetzung usw. usw. angeben, worin wir die geläufigen Theorien über das Wesen der Lösungsmittel und gelösten Stoffe nebst entsprechender Beschreibung beifügen.

Diese Dreiteilung muß richtig verstanden werden. 1. Die derzeit gebräuchlichen Namen sind Urkunden, die feststehen und daher nicht zu diskutieren sind. 2. Die Definitionen sind eine Angelegenheit der Übereinkunft oder des Vertrages (wobei die abschließenden Teile an deren Gebrauch, wenn auch nur bis auf Widerruf, gebunden sind) vorzugsweise, auf irgend einer bestimmbaren Eigenschaft des definierten Gegenstandes beruhend und dem Wesen nach von den theoretischen Betrachtungen frei. Wenn sie jedoch notgedrungen auf irgendeiner Theorie fußen, so sollte dies eine Theorie sein, welche allgemein anerkannt ist. Es ist einzig und allein die Sache der Übereinkunft und der allgemeinen Zweckmäßigkeit, welche individuelle Eigenschaft des Gegenstandes die Grundlage der Definition bilden soll. Name und Definition sollten dauernd im Gebrauch bleiben, ausgenommen der Fall, daß die Definition auf einer noch nicht feststehenden Theorie beruht, die umgeändert werden muß, sobald die Theorie widerlegt werden sollte. 3. Theorien und Beschreibungen sind nicht Gegenstände des Vertrages oder der Übereinkunft, sondern hängen von Beobachtungen ab und sind daher bei neuen Entdeckungen stets einer Abänderung ausgesetzt. Sie sind nur vorübergehender Natur und dadurch sowohl von den Namen und Definitionen unterschieden, welche — wenigstens verhältnismäßig — etwas bleibendes sein sollten.

Digitized by Google

Der vorbesprochene Fall des Austenits erhellt den Vorteil nicht beschreibender Namen. Die Benennungen, welche wir zu ersetzen vorschlagen: „Gamma-Eisen“ (gamma iron) und „Mischkristalle“ (mixed crystals) setzen bestimmte Theorien über die Natur des Austenits voraus und würden daher verlassen werden, falls jene Theorien späterhin widerlegt werden sollten. Der Name „Austenit“ setzt (wie mineralogische Namen im allgemeinen) nichts voraus und ist daher durch sich selbst beständig. Unser junger Zweig der Wissenschaft darf wohl etwas von seiner älteren Schwester lernen, welche den Vorteil dieser nicht beschreibenden Benennungen erprobt und bewiesen hat.

In jenen Fällen, in welchen ein Name in mehr als einem Sinne gebraucht worden ist, raten wir die Beibehaltung desselben in einem der Fälle und die Verwerfung in allen übrigen Fällen an, sofern wir es erreichen, daß diejenigen, die die Namen vorgeschlagen haben, mit deren Verwerfung einverstanden sind.

Viele, deren Urteil wir respektieren, werfen unserer Zusammenstellung die Einführung weniger gebrauchter Namen vor, und zwar die von „i“ bis „n“ in unserer Liste, da sie dieselben entweder als verwirrend oder als unnötig ansehen.

Es ist wahr, daß mehrere Namen (Hardenit, Martensit, Sorbit usw.) in verschiedenem Sinne gebraucht werden und daher verwirrend wirken; trotzdem sollten die meisten von ihnen mit einer einzigen, scharf gefaßten Definition, beibehalten werden, da sie so nützlich sind.

Was die behauptete Unnötigkeit gewisser Namen betrifft, so bleibt es jedem Autor überlassen, zu entscheiden, ob er Namen mit einem Schatten eines selbständigen Begriffes, wie Osmondit (osmondite) oder Troosto-Sorbit (troosto-sorbite) nötig hat oder nicht. Jene, welche nach allgemeinen Umrissen und nicht nach den Details sehen, haben kein Recht, den Detailarbeitern zu verbieten, Wörter, welche sich ihren Arbeiten anpassen, zu besitzen und zu benutzen.

Geradesowenig haben diejenigen, deren Bedürfnisse durch die drei ursprünglichen Farbennamen befriedigt werden, ein Recht, den Malern, Färbern, Webern und anderen zu verbieten, die vielen Farbenschattierungen, mit denen sie zu tun haben, zu benennen. Gleich den Lexikologen müssen wir dem Leser durch Erklärung

Digitized by Google

der Wörter, welchen er begegnen wird, dienen, unabhängig davon, ob wir persönlich dieselben gebrauchen oder verwerfen. Wir fühlen, daß wir unser Recht erschöpft haben, wenn wir die Autoren aufmerksam machen, daß gewisse Ausdrücke selten sind und schwerlich von den meisten Lesern verstanden werden dürften oder daß sie aus irgendeinem Grunde ungeeignet sind oder wenn wir die vollständige Streichung solcher Namen anregen, welche von ihren Autoren zurückgezogen worden sind.

Unnötige Ausdrücke werden eines natürlichen Todes sterben; solche, die benötigt werden, können wir nicht umbringen. Das Gute, das wir tun könnten, wenn wir den Tod der Sterbenden dadurch beschleunigen, daß wir sie in diesem Bericht nicht aufnehmen, ist geringer als das Gute, das wir stiften, wenn wir ihre Bedeutung denjenigen lehren, welche dieselben vor ihrem Ende noch in Druckschriften finden. Diese Leser besitzen Rechte. Wir dienen keiner Klasse, sondern der Allgemeinheit.

Abbildungen. Zum Schlusse der zahlreichen Beschreibungen sei der Leser auf die guten Abbildungen in Osmond und Steads „Microscopic Analysis of Metals“ Griffin & Co., London 1904, aufmerksam gemacht.

II. Liste der mikroskopischen Substanzen.

Die hier beschriebenen mikroskopischen Substanzen bestehen

1. In Metaralien (Metarals), d. h. richtige Phasen, wie die Mineralien der Natur. Diese sind entweder Elemente, bestimmte chemische Verbindungen oder feste Lösungen und bestehen daher aus bestimmten Stoffen in veränderlichen Mengenverhältnissen. Dieselben umfassen Austenit, Ferrit, Cementit und Graphit.

2. Aggregate, ähnlich den petrographischen Einheiten, welche von den eigentlichen Mineralien verschieden sind. Diese Mischungen können ein bestimmtes Mischungsverhältnis besitzen, wie die eutektischen oder eutektoïdischen Mischungen (Ledeburit, Perlit, Steadit) oder unbestimmte Mischungsverhältnisse aufweisen (Troostit [troostite], Sorbit [sorbite]). Diejenigen Aggregate, welche aus irgendeinem Grunde Wichtigkeit besitzen, werden hier beschrieben.

(Viele reine Mineralien, wie Glimmer, Feldspat und Hornblende können in mehrere verschiedene Arten eingeteilt werden, so daß diese richtigen Mineraliennamen entweder generelle oder

Digitized by Google

spezifische (individuelle) sein können. Diese Gattungen und Species sind bestimmte chemische Verbindungen, in welchen ein Element das andere ersetzen kann. Andere Mineralien, wie Obsidian, sind feste Lösungen veränderlicher Zusammensetzung; in diesen vermag auch ein Element das andere zu ersetzen. Metaralien (Metarals) wie Mineralien sind von den Aggregaten darin verschieden, daß sie mehrfach chemisch homogen sind.)

Diese beiden Klassen können durchgängig eingeteilt werden in:

A. Die Eisen-Kohlenstoff-Reihen, welche durch Abkühlung oder Erhitzung entstehen.

B. Die wichtigen Verunreinigungen, wie Schwefelmangan, Schwefeleisen, Schlacke usw.

C. Andere Stoffe.

Die hervorragendsten Glieder der Eisen-Kohlenstoff-Reihen sind:

I. Flüssiges Eisen, Metaral, flüssige Lösung, jedoch kaum ein mikroskopischer Bestandteil.

II. Die Komponenten, welche bei dessen Erstarrung entstehen:

a) Austenit, feste Lösung von Kohlenstoff oder Eisencarbid im Eisen, Metaral.

b) Cementit, das bestimmte Metaral Fe_3C.

c) Graphit, das bestimmte Metaral C.

III. Die Übergangssubstanzen, welche bei der Umwandlung des Austenits während der Abkühlung entstehen.

d) Martensit, Metaral veränderlicher Zusammensetzung; seine Natur wird bestritten.

e) Troostit (troostite), unbestimmtes Aggregat, unkoagulierte Mischung.

f) Sorbit. Unbestimmtes Aggregat, größtenteils aus unkoaguliertem Perlit plus Ferrit oder Cementit.

IV. Umwandlungsprodukte[1]) des Austenits (austenite).

g) Ferrit.

h) Perlit.

Diese Umwandlung dürfte auch Cementit und Graphit als Endprodukte hervorbringen, die sich den unter b) und c) genannten anschließen.

---

[1]) In hypoeutektoïdischen Stählen spielen diese gewöhnlich die Rolle der Endprodukte, obschon entsprechend der allgemeinen Annahme das wahre Ende der Umwandlung nicht eher erreicht ist, als bis das Ganze sich in ein Konglomerat von Ferrit + Graphit verwandelt hat.

Digitized by Google

Außer den vorstehenden Namen, die allgemein anerkannt und allgemein im Gebrauch sind, sind die folgenden Namen mehr oder weniger angewandt worden:

i) Ledeburit (Wüst), ein bestimmtes Aggregat, die eutektische Lösung von Austenit-Cementit (eutectic).

j) Ferronit (Benedicks), ein hypothetisch definiertes Metaral, Betaeisen mit ungefähr 0·27 von Hundert Kohlenstoff.

k) Steadit (Sauveur), bestimmtes Aggregat, das Eisen-Phosphor-Eutektikum (selten).

Dann die drei Übergangsstadien der Umwandlung des Austenits, nämlich

l) Hardenit (Arnold), allgemeiner Name für Austenit (austenite) und Martensit (martensite) in eutektoïdischer Zusammensetzung.

m) Osmondit (Heyn), Verbindungsstufe zwischen Troostit und Sorbit.

n) Troosto-Sorbit (Kurbatoff), ein unbestimmtes Aggregat von Troostit und Sorbit, nahe an der Grenze, welche diese beiden Aggregate trennt (gerät schon außer Gebrauch).

III. Definitionen und Beschreibungen.

Kohlenstoff-Eisen-Gleichgewichtsdiagramm (carbon iron equilibrum diagramm). Fig. 1. Unter den Angaben, die über die verschiedenen zu beschreibenden Stoffe gemacht werden, ist auch eine darüber aufgenommen, zu welchem Teile des Kohlenstoff-Eisen-Gleichgewichtsdiagramms (Fig. 1) die vorgenannten Stoffe vornehmlich gehören.

Austenit. Osmond, fr. Austénite, engl. Austenite (auch Mischkristalle [mixed crystals] und Gammaeisen genannt. Bis zum Jahre 1900 oft Martensit benannt und jetzt nur noch manchmal unrichtigerweise so bezeichnet). Metaral veränderlicher Zusammensetzung.

Definition. Die feste Lösung von Eisen-Kohlenstoff, wie sie entweder oberhalb der Reihe der Umwandlungen (Transformationszone) besteht oder wie sie auch bei niederen Temperaturen mit nur geringer Veränderung erhalten bleibt, z. B. durch rasche Abkühlung oder durch die Gegenwart verzögernder Elemente (Mn, Ni usw.), wie in 12% Manganstahl oder 25% Nickelstahl.

Konstitution (Aufbau) und Zusammensetzung. Eine feste Lösung von Kohlenstoff oder Eisencarbid (wahrscheinlich

Digitized by Google

Fe_3C) in Gamma-Eisen, gewöhnlich nur oberhalb der Linie Al (PSK) des Kohlenstoffeisen-Diagramms beständig (stabil). Dieselbe kann einen Kohlenstoffgehalt besitzen bis zur Sättigung, wie durch die Linie SE angezeigt wird; so z. B. 0·90% bei S (gegen 725°) bis 1·7% bei E (gegen 1100°). Die Theorie, daß das Eisen und das Carbid, bzw. der Kohlenstoff, anstatt gegenseitig ineinander gelöst zu sein, in einer dritten Substanz, in der Lösung eutektischer Zusammensetzung ($Fe_{24}C$, Hardenit genannt) gelöst wären, stimmt

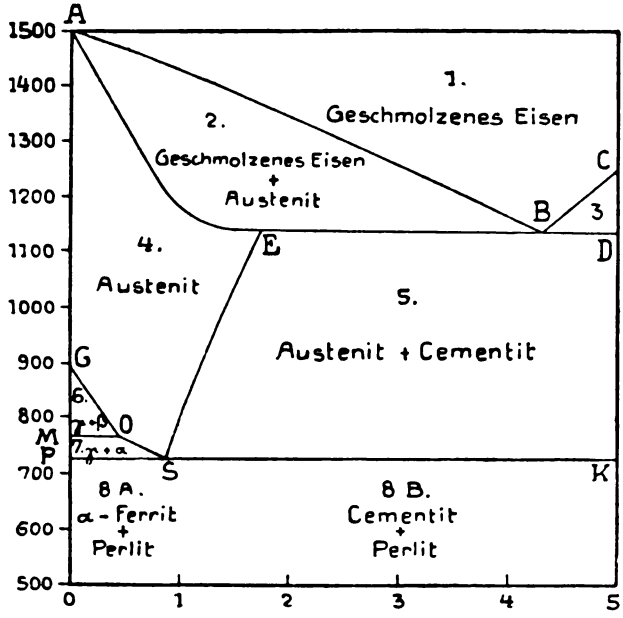


Fig. 1.

nicht mit der allgemein angenommenen Theorie der Konstitution der Lösungen überein und wird nicht ernstlich unterstützt oder wenigstens von keinem Mitglied dieses Komitees.

Kristallisation. Sie erfolgt im regulären (isometrischen) System. Die idiomorphen großen Kristalle sind oktaedrisch, durch paralleles Wachstum stark in die Länge gezogen. Die geätzten Querschnitte zeigen viele Zwillingskristalle. (Nach Osmond und den meisten Autoritäten.) Le Châtelier hält die Kristallisation für rhomboedrisch. Spaltbarkeit nach Oktaeder.

Digitized by Google

Varietäten und Genesis. 1. Primärer Austenit, bei der Erstarrung des Kohlenstoffstahles und des hypoeutektischen Roheisens gebildet. 2. Eutektischer Austenit, welcher, abwechselnd mit eutektischem Cementit geschichtet, das zu Ende der Erstarrung der Stähle mit mehr als 1·7% Kohlenstoffgehalt und aller Roheisen gebildete Eutektikum aufbaut.

Gleichgewicht. Austenit tritt normal auf und befindet sich im Gleichgewicht im Feld 4, außerdem tritt er neben Beta-Eisen im Feld 6, neben α-Eisen im Feld 7 und neben Cementit im Feld 5 auf. Er sollte sich normalerweise durch Abkühlung über A1 im Feld 8 in Perlit nebst Ferrit oder Cementit umwandeln.

Transformation (Umwandlung). Bei langsamer Abkühlung über die Zone der Umwandlungen Ar3—Ar1, verändert der Austenit von selbst seinen Kohlenstoffgehalt bis zur Erreichung des eutektoïdischen Gehaltes (d. i. gegen 0·9%), u. zw. unter Bildung von voreutektischem Ferrit oder Cementit, und wandelt sich dann bei Ar1 unter Volumenvergrößerung in Perlit um, mit welchem der ausgeschiedene Ferrit oder Cementit vermischt bleibt. Rasche Abkühlung und die Gegenwart von Kohlenstoff, Mangan und Nickel stören diese Umwandlung, indem sie dieselbe 1. verzögern und 2. die Temperatur erniedrigen, bei welcher sie gewöhnlich stattfindet; und indem außerdem 3. Mangan und Nickel die Temperatur herabsetzt, bei welcher die Umwandlung den Gleichgewichtsbedingungen entspricht. Es kann demnach die Umwandlung durch Kombination dieser vier störenden Faktoren in geeigneten Proportionen, bei einem der Zwischenstadien Martensit, Troostit oder Sorbit[1]) gehemmt werden; und wenn die Hemmung bereits in einem früheren Stadium als gewünscht erfolgt ist, kann das gewünschte Stadium durch geregeltes Wiedererhitzen oder Anlassen wieder erreicht werden.

Obschon z. B. eine sehr schnelle Abkühlung bei Nichtvorhandensein der drei störenden Elemente die Umwandlung nur wenig und nur

[1]) Obschon die Umwandlung auf solche Weise gehemmt werden kann, daß der ganze Stahl im martensitischen Zustande verbleibt, wird es jedoch von einigen bezweifelt, ob die Hemmung auch solcherart sein kann, daß das Ganze in irgendeinem der Zwischenstadien festgehalten wird. Troostit und Sorbit, welche durch solche Hemmungen hervorgebracht wurden, sind vermengt, u. zw. Troostit mit Martensit oder Sorbit oder mit beiden gleichzeitig und Sorbit mit Perlit oder Troostit oder mit beiden gleichzeitig.

Digitized by Google

zeitweilig behindert, hemmt dieselbe, insbesondere durch die Gegenwart einer geringen Menge Kohlenstoff unterstützt, die Umwandlung gänzlich im Bildungsstadium des Martensits; in Gegenwart von ungefähr 1·5% Kohlenstoff hält eine solche Abkühlung fast die Hälfte des Austenits fest, welcher so wenig verändert ist, daß er „beträchtlich" weicher ist als die gewöhnlich dunkleren Nadeln des umgebenden Martensits, von welchem er sehr scharf absticht. Ebenso schwächen und stören a) über 12% Mangan plus 1% Kohlenstoff oder b) 25% Nickel die Umwandlung in solchem Grade, daß Austenit auch in der Kälte augenscheinlich unverändert verbleibt, sogar bei langsamer Abkühlung. (Hadfields Manganstahl und 25% Nickelstahl, resp. Mangan- und Nickelaustenit.)

Vorkommen. Wenn allein (wie im 12% Mangan- und 25% Nickelstahl sowie in Maurers Austenit von 2% Kohlenstoff und 2% Mangan) polyedrisch, oft derb, vielfach zu Zwillingen verwachsen, wenigstens in Gegenwart von Martensit und leicht bandartige Bildungen zeigend. In gehärteten Stählen hohen Kohlenstoffgehaltes bildet er eine von zickzackförmigen Nadeln und Lanzetten von Martensit durchdrungene Grundmasse.

Ätzung. Alle gebräuchlichen Reagenzien färben ihn dunkler als Cementit, heller als Troostit oder Sorbit und gewöhnlich heller, manchmal aber auch dunkler als Martensit, welch letzterer an seinem zickzackartigen Aussehen erkannt wird. Mit Ferrit und Perlit ist er nie verbunden.

Physikalische Eigenschaften. Maurers Austenit von 2% Mangan und 2% Kohlenstoff ist nur wenig härter als weiches Eisen; 25% Nickelstahl und Hadfields Manganstahl sind nur mäßig hart. Jedoch gewöhnlich, in dem gehärteten, hoch kohlenstoffhaltigen Stahl geschützt vorkommend, fällt seine Härte nicht viel verschieden von derjenigen des ihn begleitenden Martensits aus, wahrscheinlich, weil er infolge der Abkühlung teilweise umgewandelt ist. (Osmonds Worte sind, daß er „beträchtlich" weicher als Martensit ist.)

Sein spezifischer Magnetismus ist sehr gering, ausgenommen vielleicht bei sehr großen Feldstärken. In Hadfields Manganstahl und 25% Nickelstahl zeigt sich Austenit sehr dehnbar.

Abbildungen. „Microscopic Analysis of Metals" Fig. 20, 50 und 51, auf S. 39, 100 und 101.

Digitized by Google

Cementit. Nach Sorby sehr harter Bestandteil (intensely hard compound). Französisch: Cémentite; englisch: Cementite. Nach Arnold kristallisiertes, normales Carbid. Bestimmtes Metaral.

1. Definition. Trieisencarbid Fe_3C. Der Name wird von einigen Autoren in dem Sinne ausgedehnt, daß er auch alle Tricarbide einschließt, in welchen ein Teil des Eisens durch Mangan oder andere Elemente ersetzt wird. Solche Carbide können „Mangancementit" usw. genannt werden.

2. Vorkommen. a) Perlitischer Cementit als Nebenbestandteil des Perlits; b) eutektischer; c) primärer oder voreutektischer; d) voreutektoïdischer Cementit; e) derjenige, welcher durch Abspaltung aus dem Eutektikum oder Perlit frei wird; und f) unkoaguliert im Sorbit, Troostit und vielleicht im Martensit. Die Arten c), d) und e) sind als „frei" oder „massig" gruppiert.

Primärer Cementit entsteht bei Abkühlung im Gebiete 3; eutektischer Cementit bei der Abkühlung über die Linie EBD hinaus; voreutektoïdischer Cementit bei Abkühlung durch das Gebiet 5 hindurch; perlitischer Cementit bei der Abkühlung über die Linie PSK hinaus. Obschon die zahlreichen Cementitvarietäten alle als metastabil gehalten werden, da sie dazu neigen, sich in Graphit und Austenit (oberhalb A1) oder Ferrit (unterhalb A1) zu zersetzen, besitzen sie zuweilen einen beträchtlichen und oft sogar einen sehr großen Grad von Stabilität. Die Neigung, Graphit zu bilden, wird vollständig durch Kälte gehemmt, vermehrt sich jedoch mit der Temperatur und mit der Menge des anwesenden Kohlenstoffes oder Siliziums und wird durch die Anwesenheit von Mangan vermindert.

3. Kristallisation. Orthorhombisch, in Platten.

4. Struktur. a) Perlitischer Cementit, in parallelen, sich nicht durchschneidenden Platten, mit Ferritplatten abwechselnd; b) eutektischer Cementit, Platten, welche ein Netzwerk bilden, das mit einem feinen Konglomerat aus Perlit mit oder ohne voreutektoïdischen Cementit erfüllt ist; c) primärer Cementit in manganhältigem weißem Roheisen usw., in rhomboedrischen Platten; d) in hypereutektoïdischen Stählen bildet der voreutektoïdische Cementit ein Netzwerk, welches Maschen aus Perlit einschließt, durch welche oft, wenn das Netzwerk grob ist, Cementit in Platten- oder Dornenform schießen; e) der aus Perlit freigewordene Cementit. Er geht in benachbarten Cementit über; f) die Struktur des unkoagulierten

Digitized by Google

Cementits kann nicht bestimmt werden. Bei langandauernder Erhitzung nimmt der voreutektoïdische und perlitische Cementit kugelige Form an, indem die benachbarten Partikel verschmelzen; g) im weißen, phosphorreichen Eisen erscheint der Cementit in flachen Platten, welche in der eutektischen Eisen-Kohlenstoff-Phosphorlösung eingebettet sind.

5. Ätzung usw. Nach Polieren steht Cementit im Relief. Glänzend weiß nach Ätzung mit verdünnter Salzsäure oder Pikrinsäure; wird durch Kochen mit einer Lösung von Natriumpikrat (im Überschuß von Natriumhydrat) dunkel gefärbt.

6. Physikalische Eigenschaften. Der härteste Bestandteil des Stahls. Härte = 6 nach der Möhsschen Skala. Ritzt Glas und Feldspat, aber nicht Quarz; sehr spröde. Spezifischer Magnetismus beträgt gegen zwei Drittel desjenigen des reinen Eisens.

Abbildungen. „Microscopic Analysis of Metals", Fig. 42 und 43 auf S. 84, 85.

Martensit. Fr. und engl. Martensite, Metaral. Sein Wesen wird bestritten.

Definition. Er bildet das erste Stadium der Umwandlung des Austenits; er ist durch nadelige Struktur und große Härte gekennzeichnet, in gehärteten, hochkohlenstoffhaltigen Stählen.

Konstitution. I. (Nach Osmond und anderen.) Eine feste Lösung, wie Austenit mit dem Unterschiede, daß Eisen sich teilweise im Betazustande befindet, woher die Härte, und teilweise im Alphazustande, woher der Magnetismus in schwachen Feldern stammt. II. (Nach Le Châtelier.) Dasselbe, jedoch mit dem Unterschiede, daß das Eisen sich hauptsächlich im Alphazustande befindet und die Härte eine Folge des Zustandes der festen Lösung ist. III. (Arnold.) Eine spezielle Gefüge-Abart seines Hardenits (Austenits); wird wenig unterstützt. IV. Eine feste Lösung in Gamma-Eisen. V. (Benedicks.) Sowie I, mit dem Unterschiede, daß das Eisen sich ganz im Betazustand befindet und daß das Beta-Eisen aus Alpha-Eisen besteht, das eine bestimmte Menge Gamma-Eisen in Lösung enthält.

Gleichgewicht. Martensit ist in keinem Teile des Diagramms im Gleichgewicht, sondern stellt einen metastabilen Zustand dar,

Digitized by Google

in welchem das Metall durch rasche Abkühlung festgehalten wird, als Bindeglied zwischen dem austenitischen Zustande, welcher oberhalb der Linie A1 stabil ist, und dem Ferrit- + Cementit-Zustande, in welchen der Stahl gewöhnlich durch langsame Abkühlung über die Linie A1 übergeht.

Vorkommen. Der hauptsächliche Bestandteil gehärteter Werkzeugstähle und mittlerer Nickel- und Manganstähle. In nur wenig transformierten Stählen (1·5% Kohlenstoffstahl, rasch abgeschreckt) tritt er neben Austenit auf. Bei vollkommen durchgeführter Umwandlung der Stahlelemente (in gehärteten Stählen niedrigen Kohlenstoffgehaltes, in Öl gehärteten hochkohlenstoffhaltigen Stählen oder in Wasser gehärteten und leicht angelassenen oder in gehärteten großen Stahlstücken hohen Kohlenstoffgehaltes) tritt er neben Troostit auf, dann neben einigem voreutektoïdischen Ferrit oder Cementit in hypo-, resp. in hypereutektoïdischen Stählen. Durch Anlassen geht er zuerst in Troostit über; bei 350°—400° passiert er das Stadium des Osmondits; bei höheren Temperaturen geht er in Sorbit über und bei 700° in körnigen Perlit. Durch Erhitzung über die Temperaturzone der Umwandlungen geht er in Austenit über, welcher durch Abkühlung wieder blätterigen (lamellar) Perlit bildet.

Charakteristische Proben werden erhalten durch Abschrecken von Stäben von 1 cm^2 Querschnitt aus eutektoïdischem Stahl, d. i. Stahl von gegen 0·9% Kohlenstoff, bei 800° C (1472° F) in kaltem Wasser.

Struktur. Wenn allein, gewöhnlich in flachen Platten, welche aus sich parallel zu den Seiten eines Dreiecks schneidenden Nadeln aufgebaut sind. Wenn mit Austenit vermengt, Nadeln, Lanzetten und Schäfte im Zickzack.

Wenn durch Abschrecken nach Erhitzen bis 735° hervorgebracht, besteht er aus kleinen Kristalliten, welche den Vogelsangschen Globuliten gleichen und selten in Dreieckform angeordnet sind, zuweilen so fein, daß er den Eindruck amorpher Struktur erweckt.

Ätzung. Mit Pikrinsäure, Jodlösung oder sehr verdünnter Salpetersäure geätzt, erscheint er gewöhnlich dunkler, manchmal jedoch auch heller als Austenit, stets dunkler als Ferrit und Cementit und stets heller als Troostit.

Digitized by Google

Abbildungen. „Microscopic Analysis of Metals", Fig. 19 auf S. 38; Fig. 52 auf S. 102.

Ferrit, frz. und engl. Ferrite, bestimmtes Metaral.

1. Definition. Freies Alpha-Eisen.

2. Zusammensetzung. Beinahe reines Eisen. Dasselbe mag etwas Phosphor und Silizium enthalten, jedoch ist dessen Kohlenstoffgehalt, wenn ein solcher besteht, immer sehr gering, höchstens 0·05%, im allgemeinen vielleicht nie soviel wie 0·02%.

3. Vorkommen. a) Perlitischer Ferrit, als ein Bestandteil des Perlits; b) voreutektoïdischer Ferrit, durch langsame Abkühlung über die Temperaturzone der Umwandlungen hervorgebracht; c) der von Perlit ausgeschiedene, d. h. der durch Abspaltung aus dem Perlit freigewordene Ferrit, besonders in schwach kohlenstoffhaltigen Stählen; d) unkoaguliert im Sorbit und wahrscheinlich im Troostit; b) und c) werden eingeteilt als freier oder massiger Ferrit.

Dieser Ferrit ist normal und stabil in den Gebieten 7 und 8.

4. Kristallisation. Regulär (isometric), gewöhnlich in Würfeln oder Oktaedern.

5. Struktur. a) Perlitischer Ferrit, parallele, sich nicht schneidende Platten, welche mit Cementitplatten abwechseln; b) voreutektoïdischer Ferrit bildet in schwach kohlenstoffhaltigen Stählen unregelmäßige Polygone, mit einheitlicher innerer Orientierung. In kohlenstoffreicheren Stählen bildet derselbe nach mäßig schneller Abkühlung, besonders in Gegenwart von Mangan, ein Netzwerk, welches Maschen von Perlit einschließt. Bei langsamer Abkühlung löst sich dieses Netzwerk in unregelmäßige Körner auf, welche durch Perlit voneinander getrennt sind; c) der durch Abspaltung aus Perlit freigewordene Ferrit vereinigt sich mit dem voreutektoïdischen, sofern ein solcher da ist; d) die Struktur des Ferrits im Sorbit usw. kann nicht angegeben werden.

6. Ätzung. Verdünnte, alkoholische Salpeter- oder Pikrinsäure läßt die Ferritkörner weiß, mit dunkel aussehenden Umgrenzungen (12); tiefere Ätzung mittels des „Heyn"schen oder eines gleichwertigen Reagens zeigt die verschiedene Orientierung der Kristalle oder Körner, u. zw.: a) als viereckige Figuren, parallel

Digitized by Google

der Richtung der geätzten Fläche; b) als Platten, welche unter veränderlichen Winkeln eindringen und dunkel oder hell werden, wenn die Probe unter schief auffallender Beleuchtung gedreht wird; noch tiefere Ätzung zeigt die Grundwürfel (Ätzfiguren, etching figures) zum mindesten in den Fällen, wo die Ätz-Oberfläche annähernd zu einer Fläche des Würfels parallel ist.

7. Physikalische Eigenschaften. Weich, verhältnismäßig wenig widerstandsfähig (Zugfestigkeit gegen 40.000 Pfund auf den Quadratzoll — 2812 kg/qcm) sehr dehnbar; stark ferromagnetisch; sehr geringe Coercitivkraft.

Korngröße. Bei wichtigen Untersuchungen erfolgt ihre Feststellung durch: 1. Tiefätzung, z. B. mit Kupferammoniumchlorid, um die Begrenzungen der Körner klar sichtbar zu erhalten; 2. Zählung der Körner eines abgemessenen Feldes auf einem Lichtbild geringer Vergrößerung; das Feld wird so eingezeichnet, daß es Bruchteile der Körner nicht mit einschließt; 3 durch Bestimmung der wahren Kornbegrenzungen mittels Untersuchung unter starker Vergrößerung. (Heyns Methode.) Tiefe Salpetersäureätzung ist ungenau, da eine so erhaltene scheinbare Kornabgrenzung mehrere Körner in sich enthalten kann.

Abbildungen. „Microscopic Analysis of Metals", Fig. 41, 56 auf S. 79, 116.

Osmondit. (Französisch und englisch: „Osmondite".)

Definition. Jene Stufe der Umwandlung des Austenits, für welche die Löslichkeit in verdünnter Schwefelsäure ihr Maximum erreicht. Empirisch als das Bindeglied zwischen Troostit und Sorbit festgesetzt.

Frühere Definition. Definiert vom V. Kongreß durch die „Maximallöslichkeit in Säuren" und durch die „Maximalfärbung unter Einwirkung metallographischer Reagenzien". Die derzeitige Definition ist nur auf der Maximallöslichkeit begründet, weil wir nicht wissen, ob diese in allen Fällen mit der Maximalintensität der Anfärbung übereinstimmt und weil die alte Definition in jenem Falle, wo diesen beiden Bedingungen nicht gleichzeitig entsprochen wird, es unentschieden läßt, welcher Bestandteil der wahre Osmondit ist.

Konstitution. Die folgenden Hypothesen sind angeregt worden, ohne daß sie jedoch experimentelle Begründung besitzen.

Digitized by Google

1. Eine feste Lösung von Kohlenstoff oder eines Eisencarbids in Alpha-Eisen. 2. Nach Benedicks kolloïdales System im Zustande der Reinheit, während er Troostit als dasselbe System während der Bildung auf Kosten des Martensits und Sorbit als das gleiche System, koaguliert und in Perlit übergehend, bezeichnet. 3. Eine Stufe maximaler Reinheit des amorphen Alpha-Eisens, auf dem Wege, in Ferrit überzukristallisieren.

Vorkommen. Gehärteter Kohlenstoffstahl von 1% Kohlenstoffgehalt geht bei Erhitzung (Anlassen) bis 350°—400° durch das Stadium des Troostits in das des Osmondits, dann bei höherer Erhitzung in das des Sorbits über. Welche Veränderung dieser Temperatur nötig wäre (sofern diese überhaupt verändert werden muß), um gehärteten Stahl anderen Kohlenstoffgehaltes in das Stadium des Osmondits zu bringen, ist nicht bekannt. Darin, daß er einen richtigen Übergangszustand zwischen Troostit und Sorbit darstellt, unterscheidet er sich vom Troosto-Sorbit, welches beide begreift, sowohl Troostit wie Sorbit, u. zw. beide nahe an der vorgenannten Übergangsgrenze. Allerdings ist Osmondit einigemal in letzterem, weiteren Sinne gebraucht worden. Die Autoren werden aufmerksam gemacht, daß solche Bezeichnungen, wie nützlich sie auch zum Zwecke genauer Unterscheidungen sein mögen, weit davon entfernt sind, dem allgemeinen Leserkreise geläufig zu werden.

Ätzung. Nach Heyn unterscheidet er sich von Troostit und Sorbit dadurch, daß er jenes Stadium des Anlassens darstellt, welches durch Ätzung mit alkoholischer Salzsäure die dunkelste Färbung annimmt.

Eigenschaften. Unter den Produkten des Anlassens besitzt derselbe die größte Löslichkeit in verdünnter Schwefelsäure.

Die vorstehende Definition und Beschreibung sollten an Stelle der früheren treten, da sie die ausdrückliche Zustimmung des Herrn Professors Heyn, als Vorschlagenden des Namens sowie des Herrn Osmond selbst besitzen.

Ferronit, Frz. und engl. Ferronite (Benedicks). Hypothetisch definiertes Metaral.

Definition. Feste Lösung von etwa 0·27% Kohlenstoff in Beta-Eisen.

Vorkommen (Hypothetisch). In langsam abgekühlten Stählen und Roheisen von 0·50% oder mehr gebundenem Kohlenstoff soll

Digitized by Google

jener Bestandteil, welcher gewöhnlich als Ferrit (perlitischer oder freier Ferrit) angesehen wird, nach Benedicks' Vermutung Ferronit sein.

Hardenit, frz. und engl. Hardenite.

Definition. Ein allgemeiner Name für Austenit und Martensit eutektoïdischer Mischung. Er kommt in Stählen vor, **1.** die sich oberhalb der Zone der Umwandlungen befinden und wenn sie **2.** durch rasche Abkühlung gehärtet worden sind.

Bemerkungen. Nach der allgemein angenommenen Theorie, daß Austenit eine feste Lösung von Kohlenstoff oder Eisencarbid in Eisen ist, stellt Hardenit diese Lösung bei tiefster Umwandlungstemperatur, d. h. die eutektoïdische Lösung dar. Die Theorie, daß derselbe eine bestimmte chemische Verbindung $Fe_{24}C$ ist, wurde bereits unter „Austenit" erwähnt. Der Vorschlagende begreift unter Hardenit beide Bestandteile, sowohl den eutektoïdischen (0·90% Kohlenstoff) oberhalb der Zone der Umwandlungen vorkommenden Austenit als auch den Martensit, in welchen jener Austenit durch rasche Abkühlung (Härten) übergeht.

Andere Ansichten. Ursprünglich (Howe 1888) ein allgemeiner Name für Austenit und Martensit aller möglichen Zusammensetzungen in Kohlenstoffstählen. Nach Osmond (1897) mit Kohlenstoff gesättigter Austenit. Beide Ansichten sind von ihren Autoren zurückgezogen worden.

Perlit. (Sorbys „perlitischer Bestandteil".) Zuerst englisch „pearlyte" geschrieben, jetzt französisch „perlite", englisch „pearlite".) Ein Aggregat.

Definition. Ein Eisen-Kohlenstoff-Eutectoïd, aus abwechselnden Lagen Ferrit und Cementit bestehend.

Anordnung und Zusammensetzung. Ein Konglomerat aus etwa sechs Teilen Ferrit und einem Teil Cementit. Wenn rein, enthält derselbe gegen 0·90% Kohlenstoff und 99·10% Eisen.

Vorkommen. Entsteht als Abschluß der Umwandlung des Austenits, welcher von selbst auf den eutektoïdischen Kohlenstoffgehalt gebracht worden ist; er kommt daher in allen Kohlenstoffstählen und Roheisen vor, welche gebundenen Kohlenstoff enthalten und durch die ganze Reihe der Umwandlungen langsam abgekühlt worden sind oder welche lange genug bei Temperaturen

Digitized by Google

innerhalb oder dicht unterhalb dieser Temperaturzone gehalten wurden, um Ferrit und Cementit in den Stand zu setzen, in eine mikroskopisch auflösbare Masse überzugehen. Er ist daher der normale Bestandteil von Feld 8. Sein Ferrit ist stabil, sein Cementit dagegen ist metastabil und besitzt die Neigung, in Ferrit und Graphit überzugehen.

Verschiedene Arten (Varietäten) und Gefügeaufbau. Da Perlit durch Koagulierung des anfangs in Form einer mikroskopisch unauflösbaren Emulsion (Sorbit, Arnolds sorbitischer Perlit) gebildeten Ferrits und Cementits entsteht, gibt es unbestimmt abgegrenzte Stufen sorbitischen Perlits (Arnolds normaler Perlit), d. i. eines gerade noch mikroskopisch auflösbaren Perlits im Bereiche zwischen Sorbit und lamellarem Perlit; körniger Perlit, in welchem der Cementit sehr feine Kügelchen in einer Grundmasse von Ferrit bildet; und lamellenförmigen oder lamellaren Perlit, welcher aus feinen, klar bestimmten, sich nicht schneidenden, parallelen Lamellen (abwechselnd aus Ferrit und Cementit, besteht. Der Name körniger Perlit wurde zuerst von Sauveur dazu benutzt, um damit das zu kennzeichnen, was heute Sorbit genannt wird. Diese Bezeichnung ist zurückgezogen worden.

Ein Einwand gegen Arnolds Benennung „Normaler Perlit" liegt darin, daß er leicht zu Mißverständnissen Anlaß gibt. Das Wort „Normal" nimmt hier auf „normale Bedingungen der Entstehung" Bezug, es läßt jedoch vielmehr 1. eine normale Struktur des Perlits vermuten, die doch im allgemeinen sicherlich der lamellaren Struktur des Eutektikums entspricht, und 2. gibt es dem allgemeinen Leser keinen Anhaltspunkt dafür, welche Abkühlungsbedingungen hier normal genannt werden sollen. Viele Leser sind nicht Produzenten; aber auch im Gebiete der Produktion erscheint bald Luftkühlung (für einen Teil) bald sehr langsame Ofenkühlung (für einen anderen Teil), normal. Arnold benennt Troostit „troostitischen Perlit" und Sorbit „sorbitischen Perlit". Dies widerspricht dem allgemeinen Gebrauche, welcher „Perlit" für mikroskopisch auflösbare Substanzen erklärt.

Ätzung. Nach Ätzung mit verdünnter alkoholischer Salpetersäure oder Pikrinsäure ist Perlit dunkler als Ferrit oder Cementit, jedoch heller als Sorbit und Troostit. Eine lineare 250fache Vergrößerung ist gewöhnlich dazu notwendig, um denselben in Lamellen aufzulösen, wenn auch der Perlit des Zementstahles oft schon mit

Digitized by Google

25facher linearer Vergrößerung in Lamellen aufgelöst werden kann. Je rascher der Perlit gebildet worden ist, desto stärker ist die Vergrößerung, welche zu dessen Auflösung erforderlich ist.

Abbildungen. Lamellarer Perlit, „Osmond and Stead", „Microscopic Analysis", Fig. 11, S. 19; Körniger Perlit, ebenda, Fig. 18, Heyn und Bauer, S. 36, „Stahl und Eisen", 1906, Fig. 14 gegenüber S. 785.

Graphit. (Englisch und französisch: Graphite.) Bestimmtes Metaral.

Definition. Der freie elementare Kohlenstoff, welcher in Eisen und Stahl vorkommt.

Zusammensetzung. Wahrscheinlich reiner Kohlenstoff, identisch mit natürlichem Graphit.

Genesis. Rührt größtenteils und nach Goerens gänzlich von der Zersetzung festen Cementits her. Andere halten dafür, daß seine Bildung als Garschaum (kish) direkt aus seiner Auflösung in geschmolzenem Metall herrührt, ebenso daß ein Teil der Temperkohle von in Austenit gelöstem elementaren Kohlenstoff stammt. Der Graphit bildet die stabile Form des Kohlenstoffs in allen Teilen des Diagramms.

Vorkommen. 1. Als Garschaum (kish), Flocken, welche an die Oberfläche des geschmolzenen Roheisens steigen und sich daselbst gewöhnlich abscheiden;

2. als dünne, gewöhnlich gekrümmte Platten, z. B. im grauen Roheisen, den Kohlenstoff darstellend, der während der Ausdehnung des Roheisens, d. i. nahe der Schmelzgrenze, ausgeschieden wurde.

3. als Temperkohle (Ledebur) (englisch: temper graphite; französisch: charbon de recuit), pulverförmiger Kohlenstoff, der aus Cementit und Austenit ausgeschieden wird, besonders beim Temperprozeß zur Darstellung schmiedbaren Gusses.

Graphit und Ferrit sind zuweilen derart beigesellt, daß sie stark ein graphit-austenitisches Eutektikum vermuten lassen. Aber ein solches Eutektikum wird von den meisten Forschern bestritten.

Eigenschaften. Hexagonal. Härte 1—2. Spezifisches Gewicht 2·255 Strich schwarz und glänzend. Metallglanz. Makroskopische Farbe, eisenschwarz bis dunkelstahlgrau, jedoch stets schwarz, wenn in Eisen- oder Stahlschliffen unter dem Mikroskop gesehen; undurchsichtig; spaltbar; schwärzt Papier; biegsam; fühlt sich fettig an.

Digitized by Google

Troostit (frz. und engl. troostite). Wahrscheinlich ein Aggregat (Nach Arnold troostitischer Perlit.)

Definition. In der Umwandlung des Austenits das Stadium nach dem Martensit und vor dem Sorbit (und Osmondit, sofern diese Umwandlungsstufe anerkannt wird.)

Konstitution und Zusammensetzung. Ein nicht koaguliertes Konglomerat der Übergangsstadien. Der Grad der Vollständigkeit der besprochenen Umwandlung ist nicht endgültig bekannt und schwankt wahrscheinlich in weiten Grenzen. Osmond und viele andere glauben, daß diese Umwandlung, wenn auch im allgemeinen weit vorgeschritten, doch nicht bis zur Vollständigkeit gelangt; Benedicks und Arnold dagegen sind der Meinung, daß sie vollständig ist. Die frühere Ansicht, daß Troostit eine bestimmte Phase, z. B. eine feste Lösung von Kohlenstoff oder Eisencarbid in Beta- oder Gammaeisen darstellt, ist verlassen worden. Der Kohlenstoffgehalt des Troostits schwankt gleich dem des Austenits und Martensits in weiten Grenzen.

Vorkommen. Derselbe entsteht entweder durch Anlassen gehärteter (d. h. martensitischer) Stähle bis dicht unter 400° oder durch Abkühlung intermediärer Art durch die Temperaturzone der Umwandlungen hindurch, wie dies der Fall bei kleinen Stahlstücken ist, wenn sie in Öl oder von der Mitte der Umwandlungstemperaturzone aus im Wasser abgeschreckt werden, sowie in der Mitte größerer, aus einer über der Transformationszone gelegenen Temperatur im Wasser abgeschreckter Stücke. Bei geringer Wiedererhitzung geht derselbe in Sorbit über, bei noch höherer Erhitzung in sorbitischen Perlit, dann langsam in körnigen und wahrscheinlich indirekt in lamellaren Perlit.

Derselbe erscheint in unregelmäßigen, feinkörnigen oder beinahe amorphen Flächen, welche von den bekannten Ätzmitteln dunkler als der begleitende Martensit oder Sorbit gefärbt werden. Ein anderes gebräuchliches Mittel, Troostit von Sorbit zu unterscheiden, besteht darin, daß ersterer gewöhnlich neben Martensit vorkommt, während Sorbit gewöhnlich mit Perlit verbunden ist.

Flächen nahe der Grenze zwischen Troostit und Sorbit werden manchmal Troosto-Sorbit genannt.

Eigenschaften. Härte zwischen derjenigen des martensitischen und des perlitischen Zustandes, entsprechend dem Kohlenstoffgehalt der Probe. Im allgemeinen nimmt mit steigendem Kohlen-

Digitized by Google

stoffgehalt die Härte zu; die Elastizitätsgrenze steigt und die Dehnung nimmt ab. Durch weiteres Anlassen wird dessen Dehnung rasch vermehrt und dessen Härte und Elastizitätsgrenze rasch verringert, wobei die Wirkung des Anlassens sehr viel deutlicher hervortritt als bei Sorbit.

Sorbit, frz. und engl. Sorbite. Ein Aggregat. (Arnold, sorbitischer Perlit.)

Definition. In der Umwandlungsreihe des Austenits die Stufe nach Troostit und Osmondit (wofern die letztere Stufe anerkannt wird) sowie vor Perlit.

Konstitution und Zusammensetzung. Die meisten Autoren glauben, daß derselbe hauptsächlich in einem unkoagulierten Konglomerat unauflöslichen Perlits, neben Ferrit in hypo- und Cementit in hypereutektoïdischen Stählen besteht, jedoch daß derselbe oft eine gewisse Menge unvollständig umgewandelter Substanz enthält.

Vorkommen. Der Umwandlungsprozeß kann in das Stadium des Sorbits gebracht werden: 1. Durch Wiedererhitzen gehärteten Stahles bis ein wenig über 400°, jedoch unter 700°, bei welcher Temperatur derselbe in körnigen Perlit übergeht; 2. durch Abschrecken kleiner Stahlstücke in Öl oder geschmolzenem Blei oder auch durch Luftkühlung derselben; 3. durch Abschrecken in Wasser genau vor Abschluß der Umwandlungszone, vom Punkte A1 aus. Sorbit ist chemisch nicht genau definiert, beinahe amorph und wird von den gebräuchlichen Ätzmitteln heller als Troostit, jedoch dunkler als Perlit gefärbt. Er unterscheidet sich ferner vom Troostit dadurch, daß er für einen bestimmten Kohlenstoffgehalt weicher als dieser ist, ferner dadurch, daß er gewöhnlich neben Perlit, anstatt neben Martensit vorkommt; schließlich von Perlit dadurch, daß er sich nicht in getrennte Partikel von Ferrit und Cementit auflösen läßt.

Da Sorbit seinem Wesen nach nur eine Aggregatform ist, kann er eigentlich auf dem Gleichgewichtsdiagramm nicht dargestellt werden.

Seine Bestandteile neigen jederzeit dazu, in Perlit zu koagulieren, doch verbleibt er in seinem unkoagulierten Zustand bei allen Temperaturen unter 400°.

Eigenschaften. Obschon bei gleichem Kohlenstoffgehalt etwas weniger dehnbar als perlitischer Stahl, sind dessen Festigkeit

Digitized by Google

und Elastizitätsgrenze so hoch, daß eine Vereinigung dieser drei Eigenschaften besser in sorbitischen als in perlitischen Stählen erhalten werden kann durch Wahl eines um ein wenig geringeren Kohlenstoffgehaltes, als derselbe für perlitische Stähle in Anwendung käme. Es bieten demnach sorbitische Stähle, d. s. zuerst gehärtete und dann vorsichtig angelassene Stähle, die beste Qualität für Konstruktionszwecke.

Schwefelmangan. Frz. Sulphure de Manganèse; engl. Manganese sulphide MnS. (Arnold und Waterhouse.) Metaral.

Vorkommen usw. Schwefel verbindet sich mit dem anwesenden Mangan, den er in dieser Beziehung gegenüber dem Eisen bevorzugt, und bildet daher blaß taubengraue oder flache graue Massenteilchen, welche in Gußstücken abgerundet, in Schmiedestücken länglich aussehen.

Schwefeleisen. Frz. Sulphure de Fer; engl. Ferrous sulphide. FeS. Ein Metaral.

Vorkommen. Der vom Mangan nicht aufgenommene Schwefel bildet Schwefeleisen FeS, welches wahrscheinlich mit Eisen als eutektische Mischung Fe—FeS verbunden ist; bildet leicht mehr oder weniger kontinuierliche Membrane, welche die Perlitkörner umschließen. Farbe gelb oder blaß braun.

Schwefeldruckproben. Wenn ein mit Quecksilberchlorid und Salzsäure imprägniertes Leinen (Heyn und Bauers Methode) oder ein mit Schwefelsäure angefeuchtetes Bromidpapier (Baumanns Methode) auf polierten Stahl gedrückt wird, zeigt sich die Lage der schwefelführenden Teile (ob FeS oder MnS) durch die lokale Schwärzung, welche durch den entwickelten H_2S hervorgerufen wird.

Phosphorhältige Flächen schwärzen auch das Baumannsche Bromidpapier.

Verschiedenes.

Eutektoïd, gesättigt usw. Das Eisenkohlenstoffeutektoïd ist Perlit. Stahl mit mehr Kohlenstoff als Perlit wird hypereutektoïdisch, derjenige mit weniger Kohlenstoff hypoeutektoïdisch genannt. Arnolds Namen „gesättigt", „ungesättigt" und „übersättigt" für eutektoïdischen, resp. für hypoeutektoïdischen und hypereutektoïdischen Stahl sind viel bei der Industrie der Englisch sprechenden Gegenden in Gebrauch, werden jedoch von den

Digitized by Google

wissenschaftlichen Autoren vermieden, u. zw. deshalb, weil sie zu falscher Ansicht verleiten; denn es besteht beispielsweise nur eine bestimmte Temperatur Al, bei welcher eutektoïdischer Stahl in Wirklichkeit gesättigt ist; wenn irgendeine andere Temperatur darunter gemeint ist, ist dieser Stahl nicht gesättigt. Oberhalb Al ist er zweifellos ungesättigt.

Die Einwürfe gegen die Namen Sorbit, Martensit und Austenit, daß jeder von ihnen Stähle eines weiten Bereiches im Kohlenstoffgehalt umfaßt, können unberücksichtigt bleiben, da ein ähnlicher Einwurf mit gleichem Rechte gegen jeden bestehenden generellen Namen erhoben werden kann.

Der theoretische Teil in diesem Berichte wird nur als Erläuterungsmittel vorgeführt, ohne daß die Kommission damit irgendwie die Absicht verbindet, für ihn eine Zustimmung zu verlangen. Der Bericht wird daher nur mit diesem Vorbehalt zur Annahme empfohlen, da ja naturgemäß die Annahme oder Ablehnung einer theoretischen Erörterung nicht Gegenstand eines Kongreßbeschlusses sein kann.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II8

DIE NÜTZLICHKEIT EINER METALLOGRAPHISCHEN NOMENKLATUR.

Von **Felix Robin,** Paris.

(Übersetzt von J. Dumond, Luxemburg.)

Bis zum heutigen Tage ist für die Benennung der Bestandteile der Legierungen wohl noch keine Regel aufgestellt worden.

Jeder Metallograph bezeichnete bisher die Elemente durch einen Namen, ein Wort oder eine je nach der Bestimmungsweise gewählte Umschreibung. So entstehen derzeit viele Verwechslungen, da ein und derselbe Bestandteil von den Verfassern verschiedentlich bezeichnet wird.

Um künftighin einer vollständigen Verwirrung vorzubeugen, wäre es vielleicht angebracht, ein einziges und möglichst logisches System für die Bezeichnung der Bestandteile der Legierungen vorzuschlagen.

Die verschiedenen, hiebei in Frage kommenden Systeme scheinen sich auf 3 zu beschränken; sie beruhen auf dem Gebrauch der Eigennamen, von auf die Eigenschaften hinweisenden Namen und von Symbolen.

Der Gebrauch der Eigennamen ist in den beschreibenden Naturwissenschaften die Regel; die mineralogische Bezeichnung ist auf diesem System aufgebaut. Es ist einleuchtend, daß in dieser Wissenschaft die ungeheure Verschiedenheit und die große Kompliziertheit jedes Naturobjektes eine auf Eigenschaften hinweisende Benennung, insbesondere aber eine auf Ziffern und Symbole aufgebaute Bezeichnung erschwert. Wenn man die Mineralogen befragen würde, würden sie trotzdem einstimmig die Unvollkommenheit

Digitized by Google

der jetzigen Namensbezeichnung anerkennen; sie scheinen es zu bedauern, daß die seit langer Zeit eingebürgerte Gewohnheit der jetzigen Art der Benennung sich bis zum heutigen Tage stärker gezeigt hat, als die Versuche einer grundlegenden Änderung[1]).

Einer so jungen Wissenschaft wie der Metallographie würden sie sicherlich vorschlagen, so schnell wie möglich und solange es noch Zeit ist, sich zu einer rationellen Nomenklatur zu entschließen, und vor allem nicht dem Beispiel der mineralogischen Benennungen zu folgen.

In diesem Falle müßten übrigens viele Wörter auf „it" geschaffen werden, für die man verschiedene Gelehrtennamen finden müßte. Schließlich erfordert dieses ziemlich willkürliche System unnütze Gedächtnisanstrengungen; nach unserer Meinung sollte man es nur in jenen Fällen anwenden, in denen man nicht anders verfahren kann.

Die beiden einzig rationellen Systeme, die mit dem Namen auch Aufschluß über den Bestandteil geben, beruhen auf der Verwendung von Eigenschaftsnamen und der Bezeichnung durch Symbole.

Die auf Eigenschaften bezüglichen Namen wären dann angebracht, wenn alle Bestandteile entdeckt und deren sämtliche Eigenschaften bestimmt wären; das ist aber nicht der Fall, und sobald man einen Bestandteil bezeichnet hat, so ist zu befürchten, daß man bald einen neuen entdeckt, der die Eigenschaften des vorhergehenden in höherem Maße besitzt. Schließlich müßte man für eine große Anzahl fester Metallösungen lange nach einer genau abgegrenzten, springenden Eigenschaft suchen.

Das System der rationellen Symbole wäre unserer Ansicht nach zum größten Teil für die Metallographie sehr geeignet. Die anzunehmende Form wäre noch zu bestimmen. Auf diese wollen wir hiermit die Aufmerksamkeit der Forscher lenken, da uns selbst nicht genügend Zeit übrig bleibt, Untersuchungen in dieser Richtung anzustellen.

Im folgenden sollen einige Vorschläge auseinandergesetzt werden, die sich jedem zuerst aufdrängen und nur den einzuschlagenden Weg angeben sollen.

---

[1]) Die Amerikaner haben kürzlich eine Namensbezeichnung vorgeschlagen, die keine Anhänger gefunden hat.

Digitized by Google

I.

Bezeichnen wir durch einen Buchstaben die Benennung „feste Lösung“ (Solution solide). Die durch ihr chemisches Symbol bezeichneten Metalle oder Verbindungen können durch diesen Buchstaben miteinander verbunden werden, um so die Lösung des zweiten Bestandteiles im ersten, als dem in vorherrschender Menge, anzugeben.

Der Buchstabe s[1]) kann, wenigstens im Sprachgebrauch, Anlaß zu Schwierigkeiten geben durch Verwechslung mit den Verbindungen des Schwefels. Da es schließlich im allgemeinen nicht bewiesen ist, daß in diesen Lösungen Synkristallisation stattfindet, ziehen viele Verfasser die Benennung „Mischkristalle“ (cristaux mixtes) vor. In diesem Falle könnte man als Symbol dieser letzteren Bezeichnung den Buchstaben m annehmen.

Die Lösungen der Metalle MM^1 würden dann unter der Form MmM^1 bezeichnet. Die äußeren Gehalte der Lösungen könnten durch Indices von m und die gesättigten Lösungen durch die Bezeichnung m s oder m mit dem Index des Gehaltes des zweiten eingerückten Metalles angegeben werden.

In den Fällen, wo eine Verallgemeinerung möglich ist, könnte der Buchstabe M irgendein Metall bezeichnen (Cu m M für die α-Lösungen des Kupfers, Fe m M für die Ferrite).

Die eutektischen Lösungen könnten durch e mit oder ohne Index symbolisiert werden, das auf dieselbe Weise zwischen die Bezeichnung der Lösung bildenden Elemente eingeschaltet würde.

Bei den durch Abschrecken erhaltenen Verbindungen könnte der Buchstabe t die Unbeständigkeit derselben oder den abgelöschten Zustand darstellen. Die Gehalte oder die kritischen Temperaturen würden durch Indices angegeben.

II.

Der durch Abschrecken (Härtung) entstehende nadelförmige Aufbau und die durch Anlassen erhaltenen Zustände sind scheinbar schwer ohne bedauerliche Länge der Benennungen auf dieselbe Weise zu bezeichnen.

Nur für diesen Aufbau könnte man die klassischen Bezeichnungen beibehalten: Martensit, Troostit, Sorbit — vorausgesetzt daß, was wir augenblicklich gerne annehmen, die Vorgänge des

[1]) Solutions-Lösung.

Digitized by Google

Entstehens und Umwandelns der nadeligen Abschreckstruktur verallgemeinert werden können. So hätte man schon beispielweise den Martensit, den Troostit und den Sorbit der Aluminium- und der Zinnbronzen.

Anmerkung.

Im Schreibgebrauch könnte man, wenn man wollte, die Buchstaben, welche die Metalle bezeichnen, abändern (z. B. *Fe* statt Fe), wenn man damit die unreinen Metalle der Metallographie bezeichnen wollte, die beinahe alle feste Lösungen mit geringen Gehalten an fremden Elementen darstellen, um auf solche Weise beispielsweise der Bezeichnung des Ferrites durch ein zusammengesetztes Symbol zu entgehen.

III.

Man könnte auch, wie man uns nahegelegt hat, nach Art der Chemie die Lösungen oder Aggregate auf „*ase*“ oder „*age*“ endigen lassen, und die Vorsilben „Meta“ für die nicht im Gleichgewicht stehenden Bestandteile verwenden. Die Lösungen würde man dann nicht mehr bezeichnen, da beinahe alle in der Metallographie vorkommenden Elemente andere in Lösung halten. In jeder binären Gruppe würde der Name der Gruppe durch ein aus Silben eines jeden der Metalle bestehendes Wort dargestellt (Cuprozinn, Cuprozink etc.).

Trotz der Verschiedenheit der Bezeichnung einiger Komplexe ist es einleuchtend, daß man sich doch schließlich mit Hilfe von aus rationellen Bezeichnungen bestehenden Systemen verständigen könnte. Wenn wir auch letztere bei weitem den Benennungsarten α, β, γ . . . a, b, c . . . vorziehen, so wären wir nicht abgeneigt anzuerkennen, daß die vorstehend in aller Eile angegebenen Systeme mit vielen Fehlern behaftet sind. Unser Zweck war einzig und allein, die Aufmerksamkeit auf die Nützlichkeit einer metallographischen Nomenklatur zu lenken.

Zusammenfassung.

Der Autor würde es gerne sehen, wenn an Stelle der jetzigen Bezeichnungen rationelle symbolische Zeichen treten würden und wenn der Gefügeaufbau womöglich in Gruppen zusammengefaßt und eine Benennung erhielte analog jener, welche derzeit den nadeligen Gefügeaufbau der Härtung und den des Anlassens charakterisiert.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II9

ÜBER DIE ELEKTRISCHE ZERSTÄUBUNG DER METALLE UND IHRE ANWENDUNGSMÖGLICHKEIT FÜR PRÜFUNGSZWECKE.

Von **Dr. Karl Benedicks,** Professor an der Universität Stockholm.

(Mit 12 Lichtbildern und 1 Textfigur.)

Mitteilungen aus dem physikalischen Laboratorium der Universität Stockholm.

(Übersetzt von J. Paquet.)

Um die Mikro- oder Makrostruktur einer Metallfläche zu entwickeln, bedient man sich zweier Methoden: a) einer chemischen und b) einer physikalischen.

a) Die erstere ist bekanntlich bereits gut entwickelt; die angewendeten Verfahren umfassen den Gebrauch zahlreicher Ätzungsreagenzien einschließlich der Oxydation durch Erhitzen an der Luft und der Kontaktreaktion an photographischem Papier.

b) Die zweite Klasse begreift das Reliefpolieren (Sorby, Osmond), sowie das Ritzen der Oberfläche mit einer scharfen Spitze; in beiden Fällen spielt die Härte eine Rolle. In diese Klasse kann auch eine Spezialmethode einbezogen werden, die einst vom Verfasser[1]) angewendet wurde. Eine fein verteilte Suspension von Eisen in Eisenaceton oder Eisen-Aceton-Sol, welche nach der Methode von Svedberg hergestellt wurde und in einem magnetischen Felde auf die Oberfläche einer Austenit-Martensit-Probe wirken gelassen wurde, setzte Eisen an Martensit nach Art eines magnetischen Spektrums ab, was beweist, daß dieses Material magnetischer als Austenit ist. In jedem Falle sind bisher nur sehr wenige physikalische Eigenschaften für die vorerwähnte Prüfungsmethode nutzbar gemacht worden.

[1]) C. Benedicks, Experimental Researches on the Cooling Power of Liquids and on the Constituents Troostite and Austenite. (Experimentelle Untersuchungen über die Abkühlungsfähigkeit von Flüssigkeiten und über die Bestandteile Troostit und Austenit.) (Carngie Research Paper.) Iron and Steel Institute 1908, II, 153.

Digitized by Google

Es muß also für die Metallographie von großem Interesse sein, neue physikalische Methoden einzuführen. Um in dieser Richtung einen Schritt weiter zu gelangen, hielt Verfasser es der Mühe wert, festzustellen, ob die elektrische Zerstäubung der Metalle, welche unter verschiedenen Umständen eintritt und als eine physikalische Ätzung angesehen werden kann — es werden hierbei kleine Teilchen von der Oberfläche abgeworfen — die bis jetzt bekannten metallographischen Methoden nützlich ergänzen würde.

Schon seit langer Zeit beschäftigen sich Hittorf, Crookes, Granquist, Holborn, Austin und andere mit der elektrischen Zerstäubung der Metallkathoden in Vakuumröhren. Diese Methode ist jedoch ziemlich beschwerlich und eignet sich nicht zu einem ersten Versuch. Die elektrische Zerstäubung der Metalle, wie sie von Bredig[1]) und seinen Schülern zur Darstellung kolloidaler Lösungen (Kolloidsynthesis) angewendet wurde (Gleichstrom), ist viel leichter auszuführen. Dieses Verfahren wurde von Svedberg[2]) (oszillierende Entladungen) abgeändert und verbessert. Nach dieser Methode sind auch die vorerwähnten Eisenkolloide hergestellt worden.

Diese Spezialmethode soll hier auf ihre Anwendungsmöglichkeit für Prüfungszwecke untersucht werden. Obgleich die elektrische Zerstäubung der Metalle speziell durch die ausgedehnten, quantitativen Messungen Svedbergs[2]) als eine charakteristische Eigenschaft der Metalle bekannt ist, nach deren Grad sich z. B. eine bestimmte Reihe von abnehmender Zerstäubungsfähigkeit aufstellen läßt, so muß es doch noch vom metallographischen Standpunkt aus als eine wichtige Aufgabe angesehen werden, die wesentlichen Punkte, von denen die elektrische Zerstäubung abhängig ist, zu ermitteln. Trotz ihrer theoretischen Beziehungen und des lebhaften Interesses, das gegenwärtig der Chemie der Kolloide entgegengebracht wird, gelang es nicht, irgend eine Erklärung für ihr wirkliches Wesen zu finden.

Diese Frage ist für uns trotzdem von Wichtigkeit, da die theoretische Kenntnis über die Natur dieser Methode die Behandlung

---

[1]) G. Bredig, Z. f. angew. Chemie, 1898, 951. — Z. f. Elektrochem., 4, (1898) 514. — Anorganische Fermente, Leipzig 1901.

[2]) The Svedberg, Studien zur Lehre von den kolloiden Lösungen. Nova Acta. Regia Soc. Scient. Upsal., Ser. IV., Vol. 2, Nr. 1., 1907. — Arkiv f. Kemi etc. utg. af. K. Svenska Vet.-Akad. B. 2 (1907), Nr. 40; B. 3 (1908). Nr. 9. — Ber. d. deutsch. chem. Ges. 39 (1906), 1705. — Kolloid-Z. 1 (1906—1907), 229 a. f.

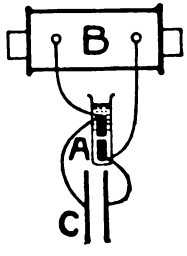
Digitized by Google

des zuerst erwähnten praktischen Problems erleichtern würde. Wir wollen uns deshalb vor allem mit der zweiten Frage, mit der des Wesens der Zerstäubung, beschäftigen. Es dürfte hier nur notwendig sein, eine Übersicht der ausgeführten Versuche zu geben, eine detaillierte Aufzeichnung ist für eine anderweitige Veröffentlichung in Vorbereitung.[1])

Das Wesen des elektrischen Zerstäubungsverfahrens.

Die elektrische Zerstäubungsmethode (Kolloidsynthesis), wie sie von Svedberg in seiner Doktordissertation ausgearbeitet wurde, ist durch folgende Skizze veranschaulicht:

A bezeichnet ein Funkenmikrometer, an welchem die Elektroden des zu untersuchenden Metalles (eines Zylinders von 6 mm Durchmesser) befestigt und in einer passenden Entfernung (etwa 0·25 mm) gehalten sind. Das Ganze taucht in ein Gefäß, welches das Zerstreuungsmedium (hier Aethyläther) enthält. Die Elektroden sind mit der Sekundärleitung einer Rumkorffschen Induktorrolle B (Funkenlänge 30 cm) und einer parallel geschalteten Leydenerflasche C von ziemlich großer Kapazität (ungefähr 0·0045 Mikrofarad) verbunden. Svedberg fand, daß die Kapazität so groß, die Selbstinduktion, der Ohmwiderstand und die Funkenlänge so klein als möglich sein sollen, um eine wirksame Zerstreuung zu erhalten. Die Apparatur war der von Svedberg gebrauchten ähnlich und gewährte genau die gleichen Bedingungen. Die Kolloidsynthesis fand in der Tat bei Verwendung verschiedener Metalle genau nach seiner Beschreibung statt.



Ich hatte den großen Vorteil, über die Original-Metallproben von Professor Svedberg frei zu verfügen, wofür ich ihm sehr verpflichtet bin. So konnte ich feststellen, daß die Elektroden genau in derselben Weise wie in seinen Versuchen angegriffen wurden. Seine Resultate können also mit Sicherheit auch auf meine experimentellen Bedingungen bezogen werden.

Das ziemlich eigentümliche Aussehen der Elektrodenoberfläche nach einer Entladung von etwa einer Minute ist sehr schwer zu erklären. Eine viel kürzere Zeit müßte offenbar verwendet werden.

[1]) Arkiv för matematik, astronomi och fysik, Stockholm; Järnkontorets Annaler.

Digitized by Google

Fig. 1, (12 fach,) zeigt das Aussehen der Messingelektrode nach einer einzigen Eröffnung des Primärstromes. Hierdurch entstanden annähernd 100 kleine Krater; einer derselben ist entschieden größer und entspricht offenbar dem Leitfunken, die andern von abnehmender Größe entsprechen nachfolgenden oszillierenden Funkenentladungen.

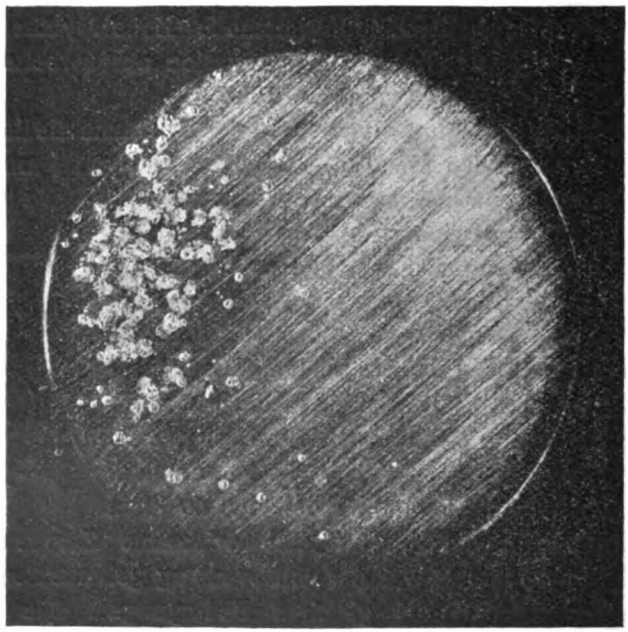


Fig. 1. 12 fach.

Schmelzkrater, welche sich auf einer Messingelektrode, nach einer einzigen Eröffnung des Primärstromes bildeten.

Fig. 2 zeigt die Krater, welche sich auf reinen Zinkelektroden bildeten, bei 100facher Vergrößerung und Fig. 3 (100fach) die Krater auf einem Stück weißen Eisens (4·2% C). Dieselben sind auf beiden Elektroden (die für den gleichen Versuch benützt wurden), was Größe und Lage anbetrifft, fast gleich (wie Spiegelbilder). Es wurde gefunden, daß sie echte Schmelzkrater sind. Während des Durchganges des Funkenbogens schmilzt das Metall an den beiden Grundflächen des Zylinders und wird teilweise fortgeschleudert,

Digitized by Google

oder breitet sich durch die mechanische Kraft, welche nach Erlöschen des Lichtbogens durch Zurückschießen der Flüssigkeit entsteht, aus. Daß diese beiden Faktoren, hohe Temperatur und mechanische Kraft, für die Charakteristik der elektrisch erzeugten Krater von Bedeutung sind, wird durch Fig. 4 (3·5fache Vergrößerung) genügend bewiesen, welche das Aussehen von künstlich, durch einen schwachen Strahl von warmer Luft auf einer Asphaltoberfläche

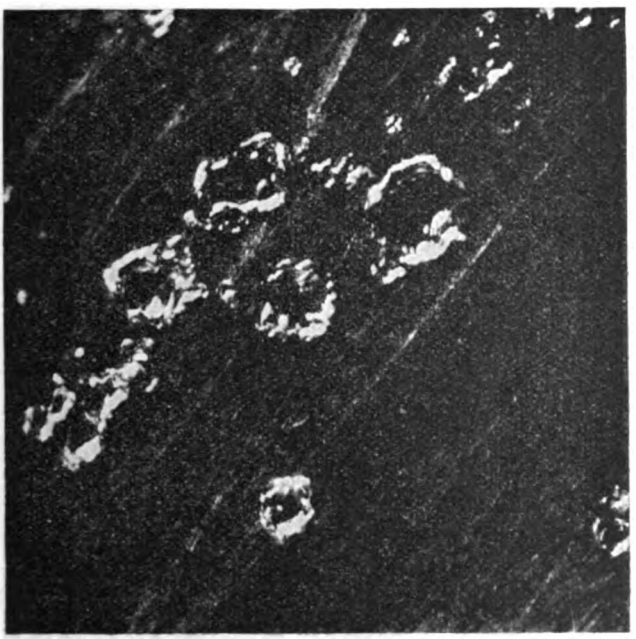


Fig. 2. 100 fach.
Schmelzkrater auf Zink.

gebildeten Kratern wiedergibt. Die Gleichartigkeit mit dem Schmelzkrater auf weißem Eisen ist ziemlich auffallend und muß mit einer bestimmten Viskosität des Asphalts zusammenhängen.

Mit einer geringeren Viscosität des Mediums erhält man ein anderes Aussehen der synthetischen Krater, insoweit als stark vorstehende Vorsprünge bemerkt werden. (Fig. 5, 3·5fache Vergrößerung, Paraffinmedium, mit einem Schmelzpunkt von 80°.) Krater, welche sich diesem Typus nähern, wurden elektrisch auf

Digitized by Google

Blei erhalten, dessen Viskosität allerdings im Vergleich mit weißem Eisen sehr niedrig ist.

Diese Fig. 5 ist wichtig, da sie auf einmal die Art und Weise der Zerstäubung der Elektrodensubstanz enthüllt. Ob die gesehenen Vorsprünge noch mit den Kratern zusammenhängen, oder ob sie losgelöst sind, indem sie kleine Kugeln bilden (wie sie in der Tat öfters auf der umgebenden Paraffinoberfläche gefunden werden),

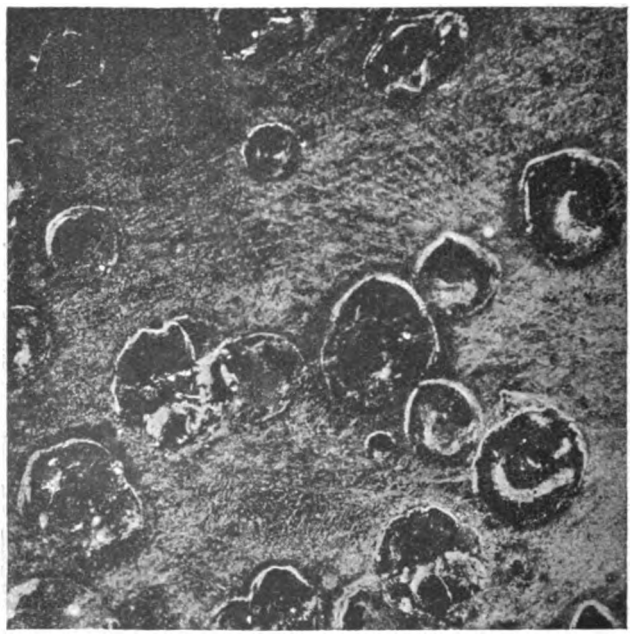


Fig 3. 100 fach.
Schmelzkrater auf weißem Eisen (4·2% C).

muß als reiner Zufall angesehen werden. Die aus der Gleichförmigkeit dieser verschiedenen Kraterbildungen gezogene Schlußfolgerung ist folgende: Es ist wahrscheinlich, daß die von der Metalloberfläche bei der elektrischen Kolloiddarstellung abgeworfenen kleinen Teilchen nur kleine geschmolzene Kugeln sind.

Von diesem Gesichtspunkt aus ging ich zu einer mikroskopischen Untersuchung der elektrischen Kolloidteilchen über. Diese Untersuchung mochte als nicht vielversprechend angesehen

Digitized by Google

werden, da erst kürzlich die wirkliche mikroskopische Erforschung der Metallkolloide das Interesse der Kolloidchemiker in hohem Maße gewonnen hat. Das Resultat schlug dennoch nicht fehl. Fig. 6 (1100 fach), von den schwereren Teilchen des vorerwähnten, im Jahre 1907 von Professor Svedberg hergestellten Eisenkolloids entnommen, gibt Aufschluß über die bisher übersehene Tatsache, daß die Teilchen der auf elektrischem Wege gewonnenen Metall-

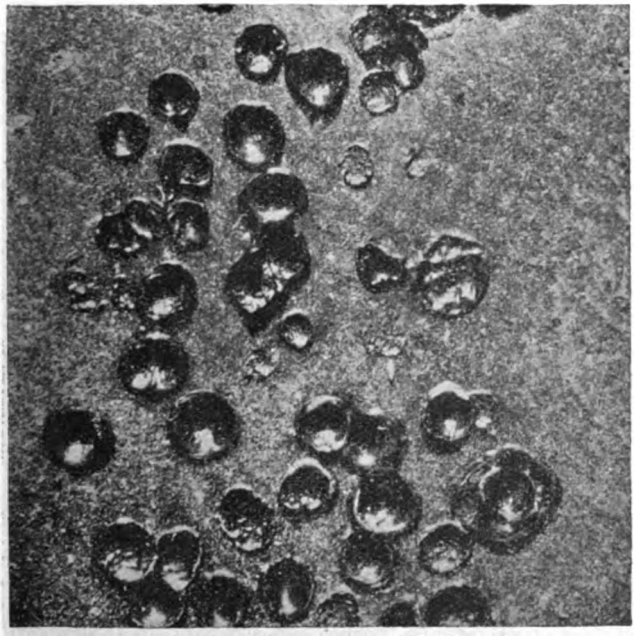


Fig. 4. 3·5 fach.
Schmelzkrater künstlich erzeugt auf Asphalt durch einen schwachen Strahl warmer Luft.

kolloide sehr deutlich sichtbar sind und die Gestalt von kleinen Kugeln mit einem Durchmesser bis ungefähr 5 μ haben. Von dieser oberen Grenze gibt es Kugeln von beständig abnehmender Größe, und es gelang mir, deutliche Aufnahmen einiger Kugeln von 0·2 μ Durchmesser zu machen, Kugeln von solcher Kleinheit, daß sie eben noch mit dem Mikroskop wahrgenommen werden konnten. Es verdient hervorgehoben zu werden, daß dieses Studium der Kolloidteilchen oder vielmehr Suspensionsteilchen von Metallen, bei einer größtmöglichen Vergrößerung keineswegs eine leichte Aufgabe ist.

Digitized by Google

Die Beleuchtung muß natürlich eine seitliche sein, indem sie das Immersionsöl beleuchtet; ferner war, um ein gutes Negativ zu erhalten, eine Belichtung von einer Stunde notwendig, was bei einer 1100fachen Vergrößerung sehr schwer ausführbar ist.

Eine ziemlich interessante Entwicklung dieser Frage ist im folgenden kurz dargestellt:

I. Bredig, welcher als erster im Jahre 1898 Kolloidmetalle elektrisch herstellte (wenigstens auf einem systematischen Weg),

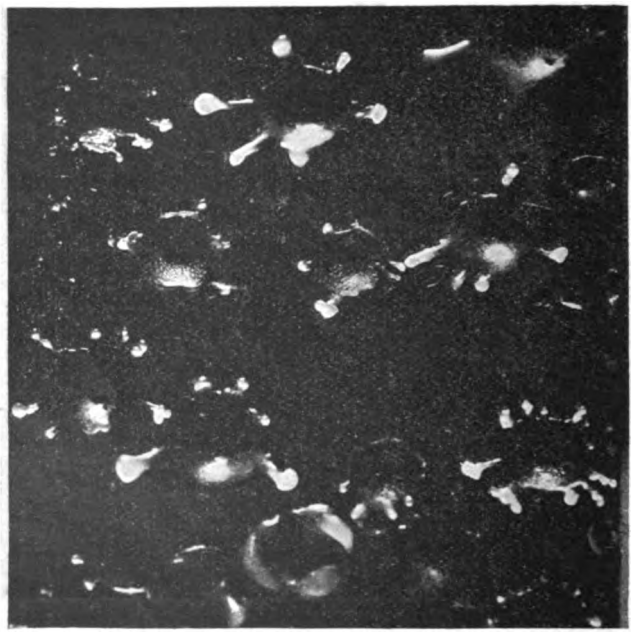


Fig. 5. 3·5 fach.
Künstliche Schmelzkrater auf Paraffin mit noch zusammenhängenden Vorsprüngen (und freien kleinen Kugeln), welche das Wesen des Zerstäubungsprozesses erläutern.

beobachtete, daß diese Kolloide kleine Teilchen der Metalle enthielten, aber er wies darauf hin, daß bei Benützung des Mikroskops (in der gewöhnlichen Weise) keine suspendierten Teilchen bemerkt werden können.

II. Siedentopf und Zsigmondy entdeckten im Jahre 1900 durch ihre bedeutende Erfindung die ultramikroskopische Belichtung (Seitenbeleuchtung), so daß in Metallkolloiden die Teilchen sehr leicht sichtbar gemacht werden können, infolge des Erscheinens

Digitized by Google

von Beugungskreisen (diffraction circles). Eine direkte Wahrnehmung war nicht möglich.

III. Wir wissen jetzt, daß in Metallkolloiden, welche nach der Methode Svedbergs auf elektrischem Wege hergestellt wurden, wobei seitliche Beleuchtung und stärkste Vergrößerung benützt wurden, die Teilchen auch optisch aufgelöst werden können, und als sehr regelmäßige Kugeln erscheinen.

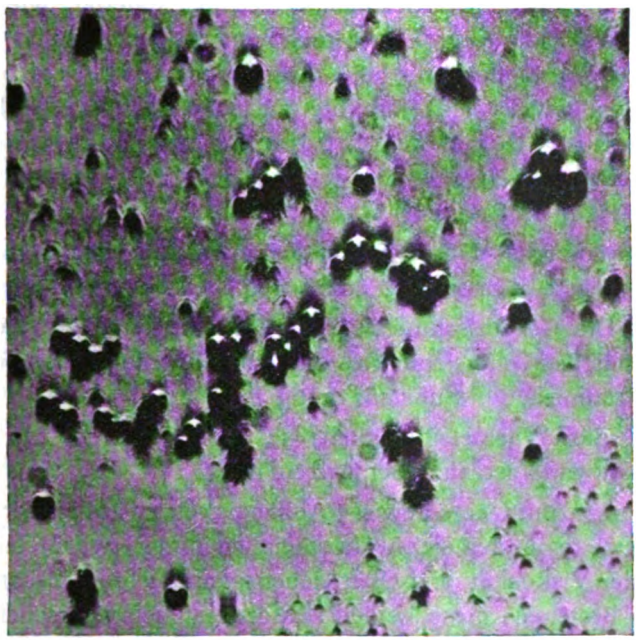


Fig. 6. 1100 fach.
Kleine Kugeln in einer von Svedberg hergestellten Eisensuspension (Kolloid).

Die Bildung von kleinen Kugeln beschränkt sich nicht auf eine Flüssigkeit als Zerstreuungsmedium. Man fand, daß durch Entladungen in der Luft zwischen Platinelektroden kleine Platinkugeln von derselben Größenordnung, wie die vorerwähnten entstehen. Dies ist von besonderem Interesse, da es beweist, daß die Elektrizität kaum einen direkten Einfluß auf den Vorgang hat, daß man, wie es mir glückte, leicht ein Glaskolloid, d. h. kleine, durchsichtige Glaskugeln einfach herstellen kann, indem man

Digitized by Google

eine Glasplatte nahe dem Funkenübergang hält, so daß es teilweise schmilzt.

Daß das umgebende Medium, besonders eine Flüssigkeit (die als solche eine bedeutende Masse hat), eine kräftige mechanische Rückwirkung auf die Elektroden ausübt, beweisen die folgenden zwei Beobachtungen: Sind die Elektroden nur lose in den Klemmen befestigt, so werden sie voneinander gestoßen (wobei die Funkenentfernung z. B. schnell von 0·25 auf 2 mm steigt). Bestehen die Elektroden aus einem besonders weichen Material, wie Blei, so werden sie nach einer Einwirkung von einigen Minuten nahe der Funkenbahn, ähnlich wie beim Schmieden, ausgebreitet.

Dies beweist also klar die Tatsache, daß die elektrische Zerstäubung der Metalle (oder anderer Substanzen) nach der Svedbergschen Methode wesentlich ein reiner thermomechanischer Prozeß[1]) ist.

Daraus folgt, daß die wesentlichen Punkte, als deren Funktion die elektrische Zerstreuung anzusehen ist, sein müssen:

1. Die Gesamtschmelzwärme (die Wärmemenge, welche zur Erreichung des Schmelzpunktes und zum darauffolgenden Schmelzen eines Grammes der Substanz nötig ist);

2. die Wärmeleitfähigkeit; je größer sie ist, je weniger Wärmeaufwand ist zum Schmelzen nötig.

Ferner muß eine gewisse Abhängigkeit zwischen der Gesamtdampfhitze (es bilden sich wahrscheinlich immer etwas Metalldämpfe) sowie der Viskosität und Oberflächenspannung des geschmolzenen Metalls bestehen; diese beiden Faktoren stehen wahrscheinlich für die verschiedenen Metalle im engen Zusammenhang mit der Gesamtschmelzwärme und brauchen wahrscheinlich nicht besonders berücksichtigt zu werden, insofern es sich um reine Metalle handelt.

Wir können daher vorhersagen, daß für Metalle von nahezu gleicher Wärmeleitfähigkeit, die Zerstäubungswerte dieselben Reihen wie die Gesamtschmelzwärme liefern werden.

Dies wird aus der folgenden Tabelle ersichtlich, in der ich jene Metalle, für welche ich volle Zahlen erhielt, in Gruppen von nahezu gleicher Wärmeleitfähigkeit K zusammengefaßt habe. In

[1]) Man kann natürlich auch sagen, es sei ein elektrothermisch-mechanischer Prozeß.

Digitized by Google

derselben bedeutet W die Gesamtschmelzwärme und E eine Größe, proportional der Energiemenge, die gemäß den von Svedberg gefundenen Zahlen zur Zerstäubung eines Grammes des Metalls nötig ist (bei einer effektiven Stromstärke i = 1·40 Amp.).

Metall	K	W	E	Metall	K	W	E
Pb	0·08	16	26	Cd	0·21	32	54
Bi	0·02	21	44	Zn	0·26	70	133
Sb	0·04	>34	45	Mg	0·38	>162	445
				Al	0·35	239	632
Sn	0·15	27	71				
Pt	0·17	88	380	Au	0·70	> 34	214
Ft	0·16	188	2080	Ag	1·00	79	880
				Cu	0·90	151	1190

Man erkennt, daß die Gesamtschmelzwärme W und die Zerstäubungsenergie E, für jede Gruppe mit annähernd derselben Leitfähigkeit K, ohne Ausnahme parallel verlaufen.

In der Methode von Svedberg gibt es noch mehrere andere interessante Punkte, welche von diesem Gesichtspunkt aus auf einmal Aufklärung finden können. So die Tatsache, daß die Menge des zerstäubten Metalls annähernd proportional dem Quadrat des Stromes (d. h. der Wärmeenergie des Stromes bei konstantem Widerstand) gefunden wurde; ferner die ziemlich überraschende Tatsache, daß der Gewichtsverlust bei beiden Elektroden unabhängig von der Stromrichtung derselbe ist usw. Keine andere Theorie ist so weit fortgeschritten, um eine Erklärung dieser Fragen zu gestatten.

In der physikalischen Chemie gibt es noch ein anderes ziemlich schwieriges Kapitel, nämlich die Zerstäubung der Kathoden bei der Gleichstromelektrolyse (Bredig und Haber, Billitzer, Müller und Nowakowsky, Müller und Lukas und andere), welches gleichfalls aufgeklärt wird. Das charakteristische Merkmal dieser Art von Zerstäubung, über welche die abweichendsten chemischen Theorien aufgestellt worden sind, ist, daß sie bei einer großen Stromdichte entsteht.

Es ist von großer Bedeutung, daß die aufgestellte Theorie, die, wie wir sahen, durch deutlich sichtbare Tatsachen gut begründet ist, theoretisch in ziemlich genauem Zusammenhang mit der von

Digitized by Google

Stark[1]) aufgestellten Theorie steht, welche die schon erwähnte Zerstäubung, die an Kathoden in luftleeren Röhren auftritt, erklärt.

Hier ist, wie zugegeben wird, der Vorgang ebenso wie in unserem Fall ein rein physikalischer und hauptsächlich von der hohen lokalen Temperatur abhängig, welche durch die Stöße der Kanalstrahlen erzeugt wird.

Eine Reihe von Ergebnissen, die mit eutektischen Legierungen (mit geringer Gesamtschmelzwärme) gewonnen wurden, ergaben sehr geringe Zerstäubungszahlen. Es ist dies eine sehr interessante Tatsache, die anzeigt, daß die Viskosität geschmolzener eutektischer Legierungen erheblich höher ist als die Viskosität des reinen Metalls; dies entspricht unserer bereits früher erworbenen Kenntnis, daß die Viskosität fester Lösungen erheblich größer ist als jene fester reiner Metalle.

Die Anwendungsmöglichkeit der elektrischen Zerstäubung für metallographische Zwecke.

Was das Wesen des in Rede stehenden Verfahrens anbetrifft, so sind wir nun zu folgendem Ergebnis gelangt: Die elektrische Zerstäubung erwies sich als ein rein thermo-mechanischer Vorgang, wobei die Zerstäubung in Form von bestimmten Schmelzkratern auftritt und wesentlich von den zwei Faktoren abhängt: Gesamtschmelzwärme und Wärmeleitfähigkeit des Materials. Für Legierungen muß auch die Viskosität von gewissem Einflusse sein.

Wegen der bedeutenden Größe der Krater (bei weißem Eisen z. B. bis zu 0·15 mm Durchmesser) können wir folgendes behaupten: Infolge der angewendeten Entladebedingungen eignet sich die Zerstäubungsmethode nicht für mikroskopische Zwecke, kann aber wahrscheinlich für makrokopische Arbeiten oder bei schwacher Vergrößerung benützt werden. Vermindert man die Kapazität, so müssen die Schmelzkrater an Größe abnehmen, doch ist, nach einigen Versuchen zu urteilen, sehr wenig in dieser Hinsicht zu erwarten. Um schärferen Anforderungen zu genügen, muß man der Zerstäubungsmethode im Vakuum mehr Aufmerksamkeit schenken.

Diese Methode kann gleichwohl nicht als nutzlos betrachtet werden, selbst wenn sie auf makroskopische Arbeiten beschränkt wäre. Theoretisch stellt sie die einzige Methode dar,

[1]) G. Stark, Z. f. Elektrochemie, 14 (1908) 752.

Digitized by Google

welche das Entfernen solcher Bestandteile von einer ebenen Metallfläche gestattet, welche leichter schmelzbar sind (geringere Gesamtschmelzwärme) beziehungsweise eine niedrigere Wärmeleitfähigkeit besitzen als die Hauptmasse der Probe.

Was das allgemeine Aussehen der Elektroden von homogenen Metallen anbetrifft, die während, sagen wir einer Minute, dem Funkenspiel ausgesetzt waren, verweisen wir auf Fig. 7—9 (12fach),

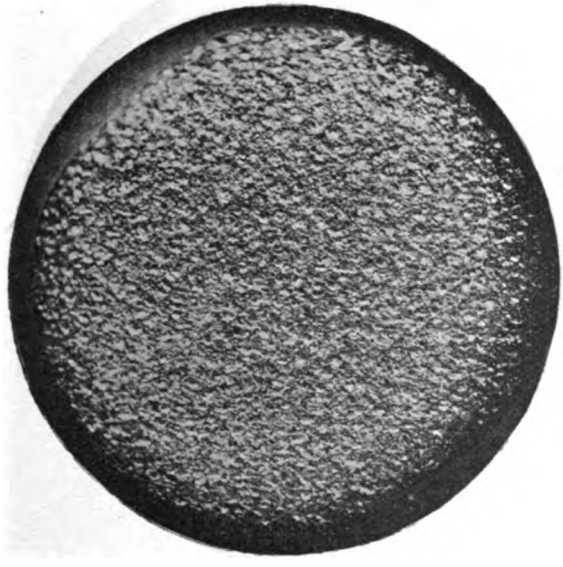


Fig. 7. 12 fach.
Zerstäubte Oberfläche homogener Bleielektroden (Svedberg).

welche die Oberflächen der Blei-, Stahl- (1·5% C) und Kupferelektroden darstellen; (diese und die drei folgenden sind Originalpräparate von Professor Svedberg). Sie haben gemein, daß sie durch Krater gekennzeichnet werden; häufig finden sich auch runde Vorsprünge, die sich augenscheinlich bilden, wenn ein Funke den gemeinsamen Kamm zweier früher entstandener aneinander liegender Krater erhitzt. Das Blei zeigt ein ziemlich grobes Gefüge, was vollständig mit seiner niedrigen Gesamtschmelzwärme übereinstimmt. Es ist von Bedeutung festzustellen, wie klein die Krater bei Kupfer oder Silber, augenscheinlich wegen ihrer großen Wärmeleitfähigkeit,

Digitized by Google

sind. Bei der Untersuchung einer Serie Elektrostahl von Gysinge, ursprünglich vom Verfasser[1]) in seiner Doktordissertation benützt, und von Svedberg[2]) hergestellt, wurde festgestellt, daß die Krater mit wachsendem Kohlenstoffgehalt etwas an Größe zunehmen.

Von Professor Svedberg ausgeführte, mir freundlichst zur Verfügung gestellte Messungen, die ich in meinem Detailbericht veröffentlichen werde, zeigen, daß die Zerstäubungsmenge (Elektroden-

Fig. 8. 12 fach.

Zerstäubte Oberfläche homogenen Kohlenstoffstahls (Gysinge 1·5% C).

verlust) auch mit dem Kohlenstoffgehalt wächst. Dies ist ein neuer Beweis für die Wärmetheorie, aus der meine Schlußfolgerungen gezogen wurden.

Wenn das Metall nicht die vortreffliche Homogenität der früheren Proben besitzt, sondern leichter schmelzbare Teilchen enthält, so können diese an Vertiefungen der Oberfläche bemerkt werden.

---

[1]) C. Benedicks, Physikalische und physikalisch-chemische Untersuchungen über Kohlenstoffstahl. Upsala. C. J. Lundström, 1904.

[2]) The Svedberg, Beiträge zur Lehre etc., S. 65.

Digitized by Google

Fig. 10 (12 fach), stellt das Bild eines Stahls mit dem hohen Kohlenstoffgehalt von 1·7% dar, welcher sich bekanntlich schwer schmieden läßt.

Diese Vertiefungen können sogar mit dem bloßen Auge wahrgenommen werden. Dieselben entsprechen Teilen, welche mehr Cementit als die Grundmasse der Probe enthalten, und die infolgedessen stärker durch die elektrische Methode zerstäubt werden. Obgleich Ungleichmäßigkeit des Kohlenstoffgehaltes durch die mikroskopische Untersuchung in meiner Doktordissertation

Fig. 9. 12 fach.
Zerstäubte Oberfläche von Kupfer.

deutlich festgestellt wurde (wo Lichtbild Nr. 28 bei 1100facher Vergrößerung eine cementitreiche Stelle wiedergibt, während die Grundmasse mehr dem Lichtbild Nr. 27 gleicht), ist es viel leichter sich ein klares Bild von der Ungleichmäßigkeit zu machen, wenn man die elektrische Zerstäubung anwendet und sich zu ihrer Feststellung des bloßen Auges bedient. Die anderen Elektrostähle zeigten eine bewundernswürdige Homogenität, welche beinahe dasselbe Aussehen wie Fig. 8 hat.

Fig. 11 (12 fach), zeigt das Aussehen eines Eisens mit 0·08% C (reines, durch Wallonfrischen erhaltenes Eisen). Das Vorkommen

Digitized by Google

von kleinen Schlackeneinschlüssen ist hier auf sehr anschauliche Weise festgestellt; dieselben waren natürlich auch schon bei der mikroskopischen Untersuchung entdeckt worden. Diese Schlackeneinschlüsse können zweifellos auf dem bisherigen gewöhnlichen Wege sichtbar gemacht werden, jedoch nicht so deutlich wie hier. Die Tatsache, daß sogar äußerst dünne Schlackeneinschlüsse in sozusagen nebelhaften Umrissen erscheinen, hängt wahrscheinlich von dem raschen Verschwinden der schnell schmelzen-

Fig. 10. 12 fach.

Zerstäubte Oberfläche eines etwas unhomogenen Kohlenstoffstahls (Gysinge 1·7% C).

den (und schlecht leitenden) Schlackeneinschlüsse ab, die den Anstoß zu Aushöhlungen geben. In diesen Höhlungen kann die Flüssigkeit ihre Abkühlungsfähigkeit nicht entwickeln, wodurch die Zerstäubung bedeutend zunimmt.

Ich bin einem unserer Eisenwerke verpflichtet für die Überlassung dreier Stahlproben von annähernd derselben Zusammensetzung, die aber auf mein Verlangen so gewählt waren, daß eine Probe von guter, die beiden andern von schlechter Qualität waren. Nach einem Funkenspiel von 1 Minute zeigte sich die erste als vollständig

Digitized by Google

homogen, die beiden anderen aber zeigten beinahe dasselbe Aussehen wie Fig. 11. Diese Fehler erscheinen natürlich auch deutlich im Mikroskop nach der gewöhnlichen Methode, doch wurden sie durch die elektrische Zerstäubung kräftiger hervorgehoben.

Der Mangel an Homogenität, welcher stets die kalt zusammengedrückten Materialien kennzeichnet, ist sehr deutlich in Fig. 12 (12 fach) veranschaulicht, die das Bild einer Reinnickelprobe darstellt, welche von Kahlbaum geliefert wurde. In diesem Falle scheinen

Fig. 11. 12 fach.
Zerstäubte Oberfläche eines Walloneisens, das Schlackeneinschlüsse aufweist.

sogar große Bruchstücke des Metalls abgetrennt worden zu sein, weshalb eine zu große Verlustzahl entstand. (Nickel wurde deswegen in Tabelle Seite 11 nicht aufgenommen.)

Nach dem bis jetzt Gesagten ist es also nicht ausgeschlossen, daß in Spezialfällen, trotz der notwendigen, ziemlich bedeutenden Laboratoriumsausstattung die elektrische Zerstäubung nicht ohne praktischen Nutzen sein wird. Es mag darauf hingewiesen werden, daß auch eine kleinere und billigere Rumkorffsche Induktorrolle als die bei den vorliegenden Versuchen gebrauchte von 30 cm Funkenlänge benützt werden kann, welch letztere deshalb verwendet wurde,

Digitized by Google

da es wünschenswert war, nicht zu sehr von der experimentellen Anordnung von Svedberg (Induktorrolle von 40 cm Funkenlänge) abzuweichen.

Zum Schlusse möchte ich so frei sein, dem Syndics of Järnkontoret (Järnkontorets Herrar Fullmäktige) meinen besten Dank für die Überlassung der für diese Versuche notwendigen Instrumente auszudrücken, da ohne dieselben diese Arbeit nicht zustande gekommen wäre.

Fig. 12. 12 fach.
Zerstäubte Oberfläche von Nickel.

Auch bin ich meinem Kollegen Professor The Svedberg aus Upsala sehr für die Güte verpflichtet, mit der er mir sein bedeutendes, schätzenswertes und mir außerordentlich nützliches Versuchsmaterial zur Verfügung gestellt hat, ferner meinem Assistenten, cand. phil. R. Arpi für seine tüchtige Mitarbeit.

Zusammenfassung.

1. Der Zweck dieser Arbeit ist, zu bestimmen, ob die elektrische Zerstäubung der Metalle, wie sie bei der Kolloiddarstellung angewendet wird, für die Metallographie von einigem Nutzen sein kann.

Digitized by Google

2. Auf verschiedenen Wegen war es möglich zu zeigen, daß das bis jetzt unbekannte Wesen dieser elektrischen Zerstäubung als eine rein thermo-mechanische Wirkung angesehen werden kann. An den Enden der Elektroden, zwischen denen sich ein augenblicklicher Lichtbogen bildet, schmilzt das Elektrodenmetall, und es entstehen typische Schmelzkrater, deren charakteristische Merkmale identisch auf synthetischem, rein thermischem Weg hervorgebracht werden konnten. Eine kleine Menge des geschmolzenen Metalls wird durch das Zurückschießen der Flüssigkeit, welches nach dem Erlöschen des Lichtbogens explosionsartig vor sich geht, weggeschleudert und zerstäubt.

3. Infolgedessen hängt die Zerstäubungsfähigkeit der verschiedenen Metalle hauptsächlich ab: 1. von ihrer Gesamtschmelzwärme und 2. von ihrer Leitfähigkeit. Unter Beachtung dieser beiden Faktoren kann man Reihen für die Zerstäubungsfähigkeit der Metalle, wie sie von Svedberg rein empirisch bestimmt wurden, sowie mehrere andere Eigentümlichkeiten der Methode ableiten, für die bis jetzt keine zusammenhängende Erklärung gegeben wurde. Auch dürfte hierdurch die bis jetzt so zweifelhafte Elektrodenzerstäubung aufgeklärt sein, welche bei Gleichstromelektrolyse bei hoher Stromdichte entsteht.

4. Bredig, welcher als erster Metallkolloide elektrisch herstellte, beobachtete, daß kleine Metallteilchen entstehen können, obgleich sie im Mikroskop nicht sichtbar sind. Siedentopf & Zsigmondy entdeckten, daß die Teilchen durch Anwendung des Ultramikroskops sogar bei geringerer Vergrößerung sichtbar werden, obgleich diese Erscheinung optisch nicht erklärt wurde. Durch die vorliegende Untersuchung wurde gezeigt, daß in Metallkolloiden, welche nach der Methode Svedbergs elektrisch hergestellt wurden, die Teilchen auch optisch bei Anwendung der stärksten Vergrößerung und Seitenbeleuchtung aufgelöst werden können: Es sind sehr regelmäßige kleine Kugeln, so klein, daß sie gerade noch sichtbar sind, oder noch kleiner, bis zu annähernd 5 μ Durchmesser.

5. Die betreffende elektrische Zerstäubung greift die Oberfläche so scharf an, daß man sie nur für makroskopische Zwecke oder bei geringer Vergrößerung benützen kann.

Trotz dieser Einschränkung kann diese Methode sich dennoch, wenigstens theoretisch, zum Entfernen leicht schmelzbarer, schlecht

Digitized by Google

wärmeleitender Teilchen (wie eutektischer Teilchen oder Schlackeneinschlüsse) aus einer ebenen Metalloberfläche als nützlich erweisen

Die ungleichmäßige Verteilung von Zementit in Kohlenstoffstählen kann hierdurch deutlich mit dem bloßen Auge wahrgenommen werden; Schlackeneinschlüsse erscheinen in sehr starken Umrissen; Materialien, wie Nickel, welche kalt zusammengepreßt wurden, erfahren eine kräftige Zerstäubung.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II 10

DIE FESTEN NICHTMETALLISCHEN VERUNREINIGUNGEN IM STAHL (SONIMS).

Von **Henry D. Hibbard,** Plainfield, N. G.

(Aus dem Englischen ins Deutsche übersetzt von E. Wetzel.)

In der Literatur sind für den Gegenstand dieses Berichtes verschiedene Namen gebraucht worden, zum Beispiel Oxydationserzeugnisse, okkludierte Schlacke, mitgerissene Schlacke, mechanisch festgehaltene Verunreinigungen, mitgerissene Silikate usw. Um eine kurze, bestimmte Bezeichnung für alle diese Stoffe zu haben, hat der Verfasser den Ausdruck „Sonim" (Plural: „Sonims") vorgeschlagen, der im nachfolgenden gebraucht werden soll. „Sonim" kann definiert werden als fester, nichtmetallischer Stoff, der als Verunreinigung im Stahl vorkommt. Ein im Metall eingebettetes Stück Backstein, Schamotte oder Sand sind als Fremdkörper anzusehen, fallen daher nicht unter die Bezeichnung „Sonim". Gase sind gleichfalls in dieser Bezeichnung nicht miteingeschlossen.

Vorkommen und Zusammensetzung.

„Sonims" sind in Flußstählen verteilt von Molekülen aufwärts bis zu deutlich sichtbaren Kügelchen, die sich bei den Verfahren, die zu ihrer Entfernung dienen, bilden. In Stählen, die nach Oxydationsverfahren hergestellt werden (Bessemer- oder Siemens-Martin-Stähle), können die Sonims sehr lästig werden, denn sie kommen in solchen Stählen fast immer mehr oder weniger reichlich vor.

Die bisher veröffentlichten Arbeiten über Sonims beziehen sich fast ausschließlich auf fertige Stähle, ohne die besonderen Herstellungsverfahren zu berücksichtigen. Wenn auch die Er-

Digitized by Google

gebnisse solcher Untersuchungen an sich wertvoll sind, so sind sie doch nur begrenzte Beiträge zu der Frage nach der Ursache, Wirkung und Beseitigung dieses Übels. Die genaue Feststellung des metallurgischen Verlaufes der Herstellung des Stahles könnte helfen, ist aber selten oder gar nicht gemacht worden.

Die Behandlung der Sonims ist eine hüttenmännische Aufgabe. Die genaue und vollständige Analyse des Stahles gibt keinerlei Aufklärung über ihre Gegenwart oder Abwesenheit. Sobald die Sonims als Kügelchen auftreten, können sie mit Vergrößerungsapparaten festgestellt werden; nähern sie sich jedoch in ihrer Größe den Molekülen, so sind sie im Mikroskop nicht mehr zu erkennen, und gerade dann ist ihre Wirkung am größten.

Sonims sind hauptsächlich Oxyde und Silikate mit wenig Sulfiden; sie sind entweder in das Metall übergetreten oder bei der Herstellung des Stahles entstanden. Die Oxyde sind Eisen-, Silizium-, Manganoxyde, und vielleicht noch Oxyde anderer Stoffe, die zugegeben werden. Die Silikate sind gewöhnlich Subsilikate mit 3 oder 4 Molekülen Basen auf 1 Molekül Kieselsäure. Die Basen bestehen hauptsächlich aus Eisen- und Manganoxyden. Die Phosphide, Silizide und Sulfide des Eisens sind wahrscheinlich metallische Verunreinigungen, die sich in dem Metall auflösen und nicht zum Gegenstand dieser Erörterungen gehören; wenn sie in geringeren Mengen vorhanden sind, gleichen sie etwa den Eisenkarbiden, indem sie die Zugfestigkeit erhöhen.

Was die chemische Analyse als Silizium im Stahl angibt, kann von Eisensiliziden herrühren, welche in gutem Stahl, der nach dem „Lösungs"-Verfahren („solution" method) hergestellt ist, eine gute Wirkung hervorrufen, indem sie die Festigkeit erhöhen; es kann aber auch von Kieselsäure herrühren, sowohl von reiner Kieselsäure als auch von Silikaten. Die Gegenwart von 0·01% Silizium ergibt etwa 0·02% Kieselsäure oder etwa 0·10% Eisen- oder Mangansubsilikat (3 RO . $Si O_2$). Da das spezifische Gewicht dieses Silikates etwa die Hälfte von dem des Eisens ist, so wird es etwa 0·2 Volumenprozente Sonims ausmachen. Dieser Betrag, mitunter sogar noch weniger, wie später auseinandergesetzt werden wird, kann unter Umständen für etwaige schlechte Beschaffenheit des Stahles verantwortlich gemacht werden. Natürlich rühren Sonims unmittelbar von dem Sauerstoff oder den Eisenoxyden her, die von dem Metall bei der Herstellung aufgenommen werden. Ihre Bildung

Digitized by Google

wird aber zum großen Teil durch die zur Entfernung des Sauerstoffes angewendeten Mittel begünstigt. Wenn metallisches Mangan zu oxydiertem Eisen, das das sehr gefährliche Eisen- und Siliziumoxyd enthält, hinzugegeben wird, entsteht eine andere Verunreinigung, Manganoxyd, welches mit den beiden genannten Oxyden verwandt ist; alle drei Oxyde vereinigen sich natürlich zu einem flüssigen Silikat.

Bei den bei der Stahlherstellung angewendeten Temperaturen wird wahrscheinlich jedes Metall, das elektropositiver ist als Eisen, zum Beispiel Kalzium oder Mangan, die als Zugaben verwendet werden, als Oxyd, Silikat oder Sulfid in den Sonims enthalten sein, gleichgültig, ob sie zum Zwecke der Reinigung oder aus dem Grunde hinzugefügt werden, um dem fertigen Stahl bestimmte Eigenschaften zu geben. Jedes hinzugefügte elektronegativere Metall hingegen, wie Nickel oder Kupfer, wird praktisch vollständig in metallischer Form vom Stahl aufgenommen werden.

Die Zahl der möglichen Mischungen oder Verbindungen dieser Sonimbestandteile ist also sehr groß.

Sonims können als regelrechte Verunreinigungsbestandteile angesehen werden, die sich in ihrer Weise vom Stahl trennen, um in die Schlacke zu gehen.

Schaum auf Blöcken.

Wenn sich weicher Stahl von Handelsbeschaffenheit, der nach dem von mir als „Entwicklungs"-(Evolution-)Methode bezeichneten Verfahren hergestellt wird, bei dem die Gase gezwungen werden, sich während der Erstarrung freiwillig abzuscheiden, in der Gußform befindet, tritt eine sehr lebhafte Entwicklung kleiner Gasblasen auf, die das Metall beim Aufsteigen vollständig durchwühlen, bis es fest oder teigig wird. Während dieser Gasentwicklung bildet sich auf dem Block ein nichtmetallischer, schlackenähnlicher Schaum, der leichter schmelzbar ist als das Metall Beim sauren Siemens-Martin-Verfahren ist er bisweilen olivgrün oder grau, kann aber auch schwarz sein; bisweilen ist er kristallinisch, gewöhnlich aber glasig; bei basischen Blöcken ist er schwarz und kristallinisch.

Tabelle I gibt einige Analysen dieses Schaumes, aus denen hervorgeht, daß der Schaum kein Teil der Schlacke ist. Die Proben wurden durch Schmutz, Schamotte oder feuerfestes Material, welches auf verschiedene Weise in die Gußform gelangte und von dem

Digitized by Google

Schaum gelöst wurde, beschädigt. Infolgedessen waren die Kieselsäure- und Tonerdegehalte zu hoch. Die Menge des Schaumes hat nach beendigtem Gießen sichtlich noch zugenommen. Die Zunahme kann nur aus dem Metall herrühren. Die gesamte Menge

Tabelle I.

Analysen von Sonimschaum auf Blockköpfen.

	Saurer Bessemerstahl, gelunkert, 1. Block	Saurer Siemens-Martin-Stahl (Kesselblech)	Basischer Siemens-Martin-Stahl (Kesselblech)
	Prozent		
Eisen (Fe)	—	15·96	15·35
Kieselsäure (SiO_2) . . .	7·95	20·38	17·14
Phosphor	0·043	Spuren	0·03
Mangan	38·66	48·50	36·00
Tonerde	—	4·00	15·08
Schwefel	2·51	0·39	0·16
Kalk (Ca O)	—	—	2·04

mag etwa 4 bis 8 Unzen (0·11 bis 0·22 kg) auf eine Tonne Stahl oder noch etwas mehr betragen haben. Die Substanz besteht zweifellos hauptsächlich aus Sonims, die im Stahl beim Gießen noch vorhanden waren. Ihr gewöhnliches Verhalten in der Praxis ist an anderer Stelle erörtert.

Die Abscheidung von Phosphor und besonders von Schwefel aus dem sauren Stahl, wie die Analysen zeigen, ist interessant.

Bisweilen sammelt sich auf den Köpfen hochkohlenstoffreicher Blöcke, die nicht lunkern, deren Metall aber durch Freiwerden von Gas etwas in Bewegung gehalten wird, Schaum an.

Wenn Späne von einem Probestück eines unfertigen, entkohlten Siemens-Martin-Materiales in Salpetersäure vom spezifischen Gewichte 1·2 gelöst werden, kann man bei sorgfältiger Prüfung kleine Mengen schwärzlicher Teilchen beobachten, die sich von dem sich lösenden Metall trennen. Auf Grund zahlreicher Beobachtungen, bei denen die als überoxydiert bekannten Proben größere Mengen dieser Teilchen aufwiesen als die anderen Proben, kam ich zu dem Schluß, daß die Teilchen als Eisenoxydul (Fe O) anzusprechen sind, und daß ihre Menge von dem Grade der Oxydation des Metalles abhängig ist.

Digitized by Google

Schienenstahlblöcke, die vor einem oder zwei Jahren im Watertownarsenal geprüft wurden, zeigten im Fußteil bis zu einer Entfernung von 1 Zoll von der Fußfläche zahlreiche Sonimkügelchen, 6 Zoll vom Fuß, wo der Stahl etwa 15 Minuten länger flüssig geblieben war, dagegen erheblich weniger, höchstens $^1/_5$ soviel. Es war Bessemerstahl, der nach einer Art Lösungsmethode (solution method) hergestellt war. Die Blöcke wiesen viel Blasenhohlräume auf; es hat aber, nachdem der Stahl in der Gußform ruhig geworden war, nur geringe oder gar keine Bewegung stattgefunden. Die verhältnismäßig geringe Menge Sonims im Metall, 6 Zoll von der Fußfläche, ist auf die Periode zurückzuführen, während welcher das Metall noch flüssig war, während welcher die Sonimkügelchen nach oben stiegen und sich um den Lunker und die Hauptseigerung ansammelten, deren schädliche Wirkung sie noch erhöhten. Diese Kügelchen müssen sich im Stahl schon vor dem Gießen in die Gußform gebildet haben, und die ganze Masse muß ebensoviel Sonimkügelchen enthalten haben, wie sie die äußere Schicht der Blöcke aufweist. Die Sonimkügelchen haben, wenn auch ihre Menge sehr groß war, den Stahl nicht völlig unbrauchbar gemacht; ihre Wirkung im Kern des Blockes, wo ihre Menge erheblich geringer war, kann beinahe vernachlässigt werden, abgesehen von dem oberen Teil des Blockes, in dem sie sich angesammelt hatten.

Durch Warmbearbeitung werden die Sonimkügelchen natürlich im Metall zu Streifen und Fäden ausgestreckt.

Wirkung der Sonims

Die Wirkungen der Sonims können sehr verschieden sein; sie können wie Gifte wirken, so daß schon der tausendste Teil der Schäden, die sie anzurichten imstande sind, den Stahl für einen besonderen Zweck ungeeignet macht. Sie können aber auch verhältnismäßig harmlos sein. Ihre Wirkung steht praktisch niemals in bestimmten Beziehungen zu ihrer Menge, hängt aber von dem Zustand ab, in dem sie sich befinden. Bevor nichts Genaueres über sie bekannt ist, kann hinsichtlich ihrer Wirkung auf den fertigen Stahl nur wenig ausgesagt werden. Ihre üble Wirkung offenbart sich sowohl bei gewöhnlichen als auch bei höheren Temperaturen, auffallender jedoch bei letzteren, bei denen sie Rotbrüchigkeit hervorrufen. Wir können sie nicht bis zu ihrem Ur-

Digitized by Google

sprunge zurück verfolgen und können daher nicht sagen, ob ihre ursprünglichen Wirkungen physikalischer oder chemischer Natur sind; in ihren sichtbaren Formen ist ihre Wirkung jedoch rein physikalisch.

Der im nachfolgenden beschriebene Versuch ist ein ausgezeichnetes Beispiel für die schädliche Wirkung, die Sonims auf Stahl ausüben können.

Vor etwa 25 Jahren stellte ich in einem Siemens-Martinofen festen Siliziumstahl her, indem ich am Schluß etwa 0·3% Silizium und Kohlenstoff, aber kein Mangan hinzufügte. Es war eine Zwölf-Tonnen-Schmelze; eingesetzt waren Roheisen und Schrott, Erz wurde nicht zugegeben; die Feuerung war Gasfeuerung. Die Schmelze war normal bis zur Zugabe von Ferrosilizium am Schlusse. Nachdem das Kochen aufgehört hatte, und das Metall zu 12 × 12-Blöcken gegossen worden war, floß es ruhig wie Milch; es blieb auch in der Gußform ruhig und wurde ruhig fest, wobei es den üblichen Lunker bildete. Beim Wiedererwärmen und Walzen erwies es sich in hohem Grade als rotbrüchig; es riß beim ersten Durchgange durch die Vorwalze so vollständig auf, als ob es ganz aus Schlacke oder Sonims bestände. Offenbar war die Rotbrüchigkeit dieses Stahles durch die Reaktion zwischen dem hinzugefügten Silizium und dem Sauerstoff des Metalles, die Kieselsäure bildeten, entstanden. Die Kieselsäure vermischte sich sehr innig mit dem flüssigen Stahl wie so viele Fremdkörper und durchbrach den Zusammenhang des Metalles mit dem Ergebnisse, daß letzteres in der Hitze nicht im geringsten Maße ohne Bruch bearbeitet werden konnte. Mangan entfernt Kieselsäure so gut wie Eisenoxyd aus dem oxydierten Material.

Dieses Beispiel läßt die äußerst gefährliche Wirkung eines kleinen Kieselsäure- und Eisenoxydgehaltes erkennen. Da die Wirkung des hinzugefügten Siliziums auf die Festigkeit etwa ebenso groß ist, wie wenn noch das übliche Mangan zugegeben ist, scheint es billig anzunehmen, daß ein kleiner Bruchteil, wahrscheinlich weniger als ein Fünftel, d. s. nicht über 0·06%, oxydiert war. Die entstandenen 0·12% Kieselsäure mit einem kleinen Gehalt an Eisenoxyd, der durch das Silizium nicht reduziert worden war, war der Grund für die außerordentliche Rotbrüchigkeit. Ein so geringer Gehalt an Sonims, wie er durch die gewöhnliche Analyse nicht festgestellt werden kann, ist also offenbar unter Umständen

Digitized by Google

hinreichend, um den Stahl unbrauchbar zu machen. Die Chemiker berücksichtigen Gehalte unter 0·005% Silizium gewöhnlich nicht, aber auf Grund der Wirkung in der angegebenen Versuchsschmelze würde der zehnte Teil jenes Prozentgehaltes an Sonims in der Form, in welcher sie auftraten, den Stahl rotbrüchig gemacht haben.

Im nachfolgenden sind Sonims beschrieben, die in erheblich milderer Form auftraten, aber doch noch gefährlich waren.

Nachdem ich einige Erfahrungen im Stahlschmelzen nach dem Roheisen-Schrott-Verfahren, bei dem kein Erz zugegeben wird, gesammelt hatte, war ich an einer anderen Stelle gezwungen, Stahl nach dem Roheisen-Schrott-Verfahren mit einem Überschusse von Roheisen herzustellen, bei dem der Überschuß an Silizium und Kohlenstoff mit Erz entfernt wird, eine Arbeitsweise, bei der ganz anders verfahren werden muß als bei dem einfachen Roheisen-Schrott-Verfahren. Ich schmolz weiches Eisen für Kessel- und Schiffsbleche. Die hergestellten Bleche wurden anstandslos abgenommen; sie zeigten aber Neigung zur Rotbrüchigkeit; einige wiesen auf der Oberfläche Ringel („Snakes") auf; die Dehnung beim Zerreißversuch lag, als die Bleche für besondere Zwecke verkauft wurden, gewöhnlich dicht an der zulässigen unteren Grenze; das einzig Ungewöhnliche in der Analyse war ein hoher Siliziumgehalt, der etwa 0·02 bis 0·03% betrug.

In der Annahme, daß das Silizium die Ursache der Schäden war, versuchte ich, dieses das nächste Mal vollständiger aus dem Metall abzuscheiden, indem ich es mit größeren Mengen Erz oxydierte. Zu meiner Überraschung ergab die chemische Analyse höheren Siliziumgehalt als vorher, und die Beschaffenheit des Stahles beim Walzen und bei der Prüfung war, anstatt besser, schlechter. Wie gewöhnlich in solchen Fällen erkundigte ich mich nach der Zuverlässigkeit der Analyse. Der Chemiker bestand auf seinen Angaben, und die Folge bewies, daß er recht hatte.

Das Nächstliegendste war jetzt, die entgegengesetzte Richtung einzuschlagen, Erz weniger reichlich zu benutzen und einigen Eisenoxyden in der Schlacke am Ende Zeit zur Abscheidung durch Reduktion und durch Verbindung mit Kieselsäure aus dem sauren Herd zu geben; zur gleichen Zeit wurden die Sonims aus dem Metalle ausgeschieden. Die Oxyde in der Schlacke und in dem Metalle verhalten sich etwa so, als ob zwischen ihnen ein Gleich-

Digitized by Google

gewicht besteht, so daß sich das Oxyd in dem Metalle rasch mit jenem in der Schlacke ändert.

Die Eigenschaften des Stahles wurden hierdurch verbessert und nach weiterem Verfolge dieses Weges bis zur zulässigen Grenze verschwanden alle Zeichen von Rotbrüchigkeit und Rauheiten („Snakes"). Die Platten schuppten sich beim Walzen reichlich und reinlich ab, was sie vorher nicht taten, selbst wenn sie nicht narbig waren (ein Übel, das von anderen Ursachen herrührt). Die Dehnung beim Zugversuch nahm gleichfalls zu. Es war somit klar, daß, solange Mangan im Metalle verblieb, dies beständig oxydiert wurde, daß sich das entstandene Oxyd mit der sich bildenden Kieselsäure zu einem flüssigen Silikat vereinigte, welches zusammenfloß, aufstieg, hierbei andere Oxyde aufnahm, wobei es das Metall reinigte, und möglicherweise in die Schlacke ging; wenn aber kein Mangan mehr zugegen war, schwamm die gebildete Kieselsäure ungeschmolzen im Bad und besaß nicht die Kraft, zu Teilchen zusammenzuschlacken, die groß genug wären, um an die Oberfläche zu steigen. Wenn die Oxydationsbedingungen durch größere Zugabe von Erz begünstigt wurden, wurde das Mangan früher als sonst abgeschieden, so daß die Kieselsäure in größeren Mengen im Metalle verblieb; mit anderen Worten: die Abscheidung der Kieselsäure wurde behindert, sobald kein Manganoxyd mehr zugegen war, durch das sie innerhalb der metallischen Masse zum Schmelzen gebracht werden könnte; sie blieb, wie so viele Fremdkörper, offenbar im Stahl suspendiert.

Eine andere Wirkung, die möglicherweise von Sonims herrührt, zeigte sich etwa zur selben Zeit bei saurem Federstahl, der nach dem Schmelz- und Abstichverfahren hergestellt war, bei welchem das Bad, sobald es den gewünschten Kohlenstoffgehalt und die gewünschte Temperatur besitzt, die Manganzugabe erhält und abgestochen wird. Die Verbraucher beklagen sich, daß die Federn zu rasch eine bleibende Formveränderung annähmen. Der Mangel wurde bei nachfolgenden Schmelzen durch Zugabe größerer Mengen Roheisen behoben, wodurch der Kohlenstoffgehalt erhöht wurde. Die Masse wurde dann nach dem Schmelzen hingehalten, gekocht und abgetötet („Work out"), wodurch Kohlenstoff und Sonims langsam entfernt werden, wenn nicht die Schlacke ungebührlich mit Eisenoxyd beschwert ist.

Digitized by Google

Es ist schwer zu verstehen, wie ein nichtmetallischer Bestandteil die Härte- und Temperfähigkeit beeinflussen könnte; das Übel könnte eher durch andere Ursachen verschuldet sein, entweder durch Gase oder metallische Verunreinigungen; aber die Tatsache, daß ein nichtmetallischer Bestandteil bei dieser Behandlung mitwirkt, wird die Erwähnung hier rechtfertigen.

Die Wirkung der Sonims in gewöhnlichen Stählen ist nicht erheblich, wenn sie in verhältnismäßig großen Kugeln auftreten, vorausgesetzt, daß ihre Anzahl nicht ungewöhnlich groß ist. Eine Ausnahme hiervon bildet bisweilen eine außerordentlich große Kugel oder eine Gruppe von Kugeln, welche aus irgendeinem Grunde im Metalle zurückgeblieben sind, und welche nach dem Ausstrecken durch Schmieden oder Walzen an der Oberfläche des entstandenen Stückes eine weiche Stelle bilden, die wie ein Riß wirkt und im Betriebe bisweilen zum Bruche führt. Abgesehen von solchen ungewöhnlich großen Kugeln, die bisweilen $^1/_{16}$ Zoll Größe erreichen, sind Sonims selten größer als 0·01 Zoll Durchmesser. Sie können von diesen Abmessungen an in jeder Größe auftreten, bis hinunter zu einfachen Molekülen, von denen Millionen nötig sind, um eine Kugel von 0·01 Zoll Durchmesser zu bilden.

Weder die Chemie noch die Mikroskopie kann die Gegenwart von Sonims, sowie ihren Gehalt im fertigen Stahle angeben, wenn sie in ihren kleinsten und schädlichsten Formen vorhanden sind. Manches eigentümliche Verhalten gewisser Stähle, besonders solcher, die nach dem Oxydationsverfahren (Bessemer oder Siemens-Martin) hergestellt sind, kann vielleicht durch die Gegenwart von Sonims erklärt werden. Im allgemeinen wurden die Wirkungen, die erkannt worden sind, hauptsächlich oder einzig und allein der Anwesenheit von Sauerstoff im Stahle zugeschrieben. Bevor ein besonderes Verfahren die Ausmerzung oder Einschränkung der Sonims auf ein zulässiges Maß ermöglicht, wird das Stahlherstellungsverfahren noch einen langen Weg zurücklegen müssen.

Zwischen den physikalischen Eigenschaften der Stähle von im wesentlichen gleicher Zusammensetzung, die nach dem gleichen Verfahren, auf dem gleichen Werke, von denselben Männern hergestellt sind und kaufmännisch von guter Beschaffenheit sind, werden beständig Abweichungen festgestellt Verschiedenheiten, die in den Eigenschaften der Stähle vorkommen, rühren von den verschiedenen Verfahren her, nach denen sie hergestellt werden,

Digitized by Google

und es gibt Materialien, deren Eigenschaften gar nicht mit denen übereinstimmen, die man auf Grund der chemischen Analyse erwarten kann.

Wir sind gewöhnt, solche Verschiedenheiten teils der unvermeidlichen Ungenauigkeit bei der Bestimmung der Zusammensetzung der Analysenproben oder Späne, teils der Seigerung, teils der Temperatur oder sonstigen mechanischen Behandlungen zuzuschreiben. Zu dieser Liste der möglichen Ursachen möchte ich noch eine hinzufügen, nämlich die Anwesenheit, Gegenwart, Zustand und Verteilung der Sonims bei der Erstarrung.

Um die Sache anders auszudrücken: Es gibt gewisse rein physikalische Eigenschaften, die einem Stücke eines vollkommenen Stahles irgendeiner bestimmten Zusammensetzung (welcher streng genommen nicht hergestellt werden kann) zukommen, so wie der Ausdruck Zusammensetzung gewöhnlich verstanden wird. In der Praxis jedoch weicht jedes Stück Stahl jener Zusammensetzung etwas von diesen Eigenschaften ab, je nachdem, ob der Stahl gut oder schlecht ist. Alle Stähle weisen bis zu einem gewissen Grade Schäden auf, und eine der Ursachen ist oft die Anwesenheit von Sonims.

Um diejenige Wirkung der Sonims, die durch ihre Größe hervorgerufen wird, zu erläutern, wollen wir ein Stück Stahl betrachten, das in der Querschnittseinheit von 1 Quadratzoll eine Sonimkugel von 0·01 Zoll (0·25 mm) Durchmesser enthält; der Stahl habe eine Zugfestigkeit von 60.000 Pfund (4218 kg/cm²) auf ein Quadratzoll. Die in Frage stehende Kugel wird eine Querschnittsfläche von etwa $^1/_{12000}$ Quadratzoll haben. Unter Berücksichtigung dieses Betrages würde die Zugfestigkeit um rund 5 Pfund auf 1 Quadratzoll erniedrigt werden, ein höchst unbedeutender Betrag. 100 solcher Kügelchen auf 1 Quadratzoll würden die Festigkeit nur um rund 500 Pfund auf 1 Quadratzoll erniedrigen. Daher haben einige Sonimkügelchen von jener Größe nur eine geringere Wirkung.

Was für Sonims durch 0·01% Silizium entstanden waren, die die physikalischen Eigenschaften der Schiffsbleche, wie oben erwähnt, in hohem Maße beeinflußt hatten, und wie sie im Stahle verteilt waren, kann natürlich nur gemutmaßt werden; es ist aber wahrscheinlich, daß ihre große Wirkung bis zu einem gewissen Grade durch die Kleinheit der Teilchen und durch eine besondere Art der Verteilung im Stahle hervorgerufen wurde.

Digitized by Google

Es gibt zwei Erklärungen dafür, daß ein gegebener Prozentsatz an Sonims eine größere Wirkung ausüben kann, wenn die einzelnen Teilchen sehr klein sind. Die erste ist, daß die kleinen Teilchen, ob Kugeln oder andere regelmäßige geometrische Körper, eine größere Querschnittsfläche auf die Volumen- oder Gewichtseinheit ausmachen als größere Teilchen, in Übereinstimmung mit dem geometrischen Satze, daß die Inhalte ähnlicher Körper der dritten Potenz, die Querschnittsflächen hingegen dem Quadrat ihrer homologen Abmessungen proportional sind. Die andere Erklärung, die wahrscheinlich zutreffender ist, ist die, daß die Sonims, wenn sie sehr klein sind, an den Berührungsoberflächen der Kristallkörner liegen, die bei der Erstarrung des Stahles gebildet werden. Sie werden an diesen Stellen wahrscheinlich Schwächung hervorrufen und die Zugfestigkeit und Dehnung stark erniedrigen. Größere Sonimkugeln, die infolge ihres Auftriebes in Bewegung geraten waren, liegen anscheinend regellos im Stahle verteilt, ausgenommen, wenn sie nach dem Zusammenschlacken zu Haufen in der Mitte der Masse bald erstarrt waren.

Wenn in weichem Eisen viel Silizium zugegen ist, z. B. über 0·01%, so liegt dieses wahrscheinlich hauptsächlich in Form von Oxyd oder Silikat vor.

Ein sehr kleines Sonim an der Wandung eines Blasenhohlraumes kann das Zusammenschweißen jener Blase beim Walzen oder Schmieden verhindern.

Abscheidung der Sonims.

Im geschmolzenen entkohlten Eisen, das im Konverter oder Siemens-Martin-Ofen hergestellt ist, können im festen Zustande alle Sonims, Kieselsäure, Eisenoxyde oder Manganoxyde vorkommen. Die unschmelzbaren Oxyde sind wahrscheinlich als kleine Teilchen suspendiert, die zu klein sind, als daß der Auftrieb auf sie wirken könnte, fast wie wenn feingepulverte Kieselsäure und Eisenerz im Wasser schweben und dieses trübe machen, jedoch mit dem Unterschiede, daß der Stahl solche suspendierte Teilchen nicht benetzt.

Sonims in diesem Zustande haben nur geringes oder gar kein Vermögen, ineinanderzufließen, sich zu vereinigen und Kügelchen von größeren Abmessungen zu bilden; sie sind im Eisen derart fein verteilt, daß sie fast wirken, als ob sie gelöst wären; sie werden

Digitized by Google

aber durch das zugegebene Mangan unlöslich gemacht oder niedergeschlagen Die Wirkung des Mangans besteht darin, daß es ihre Zusammensetzung ändert und ihren Schmelzpunkt erniedrigt, worauf sie gerinnen und aus dem Metall austreten. Dies ist der übliche Weg zur Abscheidung der Sonims. Wenn die Manganzugabe reichlich ist, und wenn nach der Zugabe mit dem Gießen genügend lange gewartet wird, kann das Ergebnis hinsichtlich der Eigenschaften und des Erzeugnisses befriedigend sein.

In dem geschmolzenen, zum Gießen fertigen Stahl in der Pfanne sind wahrscheinlich die gleichen Sonims enthalten wie in dem entkohlten Eisen, aber unter sehr verschiedenen Verhältnissen und Bedingungen. Sie sollten eigentlich alle geschmolzen oder verschlackt und zum größten Teil abgeschieden sein. Irgendwelche gasförmigen Verunreinigungen, wie sie vorhanden sind, sollten eigentlich sicherer in Lösung gehalten werden als vor den endgültigen Zugaben.

In den erstarrten Stahlblöcken oder Güssen sollten eigentlich weniger Sonims enthalten sein als in dem in der Pfanne befindlichen Stahl. Die Gase, die nicht ausgetrieben oder in Lösung gehalten worden sind, werden Blasenhohlräume im Stahle gebildet haben.

Wir wollen zuerst die Silikate verfolgen, die vielleicht die verderblichsten Sonims sind. Das Manganoxyd, welches durch die Reaktion eines Teiles des zugegebenen Mangans mit einem Teil des Eisenoxyduls (Fe O) entsteht, schmilzt die Kieselsäure und bildet ein flüssiges Silikat, deren Teilchen sich einander bei der Berührung benetzen, vereinigen und immer größere Teilchen bilden. Das geschmolzene Metall und die Sonims vermischen sich ebensowenig wie Oel und Wasser, auch die geschmolzenen Sulfide vermischen sich nicht mit beiden. Die Kieselsäure scheint allein nicht imstande zu sein, die Eisenoxyde aufzuspalten, um sich mit dem entstandenen Fe O zu verbinden. Ebensowenig scheint metalisches Eisen fähig zu sein, $Fe_3 O_4$ zu Fe O zu reduzieren, wie es das Mangan tut. Jedenfalls fehlt den Eisenoxyden aus irgendeinem Grunde die Kraft, die die Mangansulfide in geschmolzenem Stahle besitzen, um die Kieselsäure zu verflüssigen. Wenn der Kieselsäuregehalt in weichem Eisen hoch ist, ist er oft, wenn auch nicht immer, von hohem Eisenoxydgehalte begleitet; während in dem Falle, wo sie sich gegenseitig verschlackten, nur einer von ihnen, der im Überschusse befindliche, hoch sein könnte.

Digitized by Google

Die Koagulierungsarbeit schreitet fort, bis die Teilchen groß genug sind, um infolge des Auftriebes nach oben zu steigen. Jede geschmolzene Sonimkugel benetzt jedes andere ähnliche Teilchen, welches es auf seinem Wege berührt, vereinigt sich mit ihm und bildet ein größeres Teilchen. Oxyde vereinigen sich mit Oxyden und Sulfide mit Sulfiden.

Das Eisensulfid ist eine gelöste Verunreinigung, deren hauptsächliche schädliche Wirkung in der in der Hitze eintretenden Schwächung beruht; es macht den Stahl rotbrüchig. Wenn metallisches Mangan mit Eisensulfid in Berührung kommt, entzieht es diesem den Schwefel und bildet ein schmelzbares und unlösliches Mangansulfid, welches niedergeschlagen wird und sich gleichzeitig zu Teilchen ansammelt, die in dem Maße, wie sie sich mit anderen Teilchen derselben Zusammensetzung verbinden, an Größe zunehmen, bis sie an die Oberfläche gelangen, oder bis der Stahl soweit festgeworden ist, daß er ihr weiteres Aufsteigen in der Masse verhindert. Dies erklärt vielleicht, warum der Grad der Rotbrüchigkeit verschiedener Stähle mit annähernd gleichviel Schwefel mitunter Abweichungen aufweist. Offenbar sind, wie bei den Silikaten, die fein verteilten Eisen- und Mangansulfide weit schädlicher als die gleiche Menge in Form sichtbarer Teilchen. Sicherlich würde es zur Zeit schwierig sein, verschiedene Arten von Rotbrüchigkeit, die durch verschiedene Sonims verursacht sind, zu unterscheiden; es ist aber auch gar nicht notwendig, solange alle gleiche Wirkungen haben und die gleiche Behandlung erfordern, nämlich Zugabe von Mangan, hinreichende Zeit und gelinde Erschütterung.

Dies ist ein anderer Hinweis dafür, daß eine vollständige Analyse des Stahles nicht das erklärt, was sie eigentlich erklären sollte. Der Gesamtschwefel im Stahl ist wahrscheinlich durch die Manganzugabe nicht verändert worden, dagegen ist seine Form eine andere geworden und seine Wirkung in sehr bedeutendem Maße verringert worden.

Wenn Sonims einander nicht benetzen, wird Erschütterung ihre Abscheidung verzögern, ausgenommen (gewöhnlich nur in geringem Grade), wenn etwas Mangan oder saure Schlacke im Metall zugegen ist; daher ist Rühren vor der Zugabe wohl nützlich, um gelöste Gase auszutreiben, hinsichtlich der Reinigung des Metalles von Sonims jedoch gewöhnlich nur von untergeordneter Bedeutung; es kommen natürlich auch Ausnahmen vor, wo Rühren

Digitized by Google

erhebliche Wirkungen ausüben kann; so werden zum Beispiel ein Mangangehalt, der im Vergleich zu dem sonst zugegebenen gering ist, oder eine streng saure glasige Schlacke oder beide zusammen, Zeit und Bewegung oder beides zusammen vorausgesetzt, ihre Wirkung auszuüben imstande sein. Zeit ist nötig, um die Reaktion zu vervollständigen und um die infolge der Reaktion gebildeten Sonims aus dem Metall austreten zu lassen.

Bei den niedrig gekohlten Entwicklungs-(„Evolution"-)Stählen, die oben besprochen sind, begünstigt die durch das Entweichen von Gasen entstehende Bewegung in hohem Maße die Abscheidung der Sonims, die sich in geschmolzenem Zustande befinden, aufsteigen und in den Schaum übergehen, bis das Metall fest oder teigig wird. Die in der Gußform entweichenden Sonims rühren hauptsächlich aus dem inneren Teil des Blockes her, der länger flüssig geblieben ist als das Metall an der äußeren Oberfläche. Letztere erstarrt, bevor die Sonims Zeit gefunden haben, zusammenzuschlacken und ebenso vollständig aufzusteigen, wie diejenigen in dem inneren Teil.

Beim Bessemerprozeß, wie er gewöhnlich ausgeübt wird, findet die Abscheidung in der Pfanne oder Gußform statt, wenn auch ein großer Teil der Sonims, falls in der Birne gekohlt worden ist, hierin abgeschieden wird.

Wenn Stahl abgetötet ist, so daß er tot im Ofen, in der Pfanne oder Gußform liegt, sind die Bedingungen für weitere Entfernung von Sonims in gewissem Sinne wegen des Mangels an Bewegung ungünstig. Nach hinreichender Zeit wird natürlich das Aufsteigen gewisser Kügelchen von genügender Größe an die Oberfläche stattfinden, aber die Bildung von Kügelchen aus feinverteilten Sonims wird im abgetöteten Stahl sehr langsam von statten gehen. Rühren bewirkt die Koagulierung der geschmolzenen Sonims ebenso, wie es den Reaktionsverlauf bei jeder chemischen Reaktion vervollständigt und die Niederschläge zusammenballt. Bei solchem abgetöteten Stahl, der nach dem von mir an anderer Stelle als „Lösungs"-(„Solution"-)Methode genannten Verfahren hergestellt wird, bei der Entweichen von Gas während der Erstarrung fast oder völlig verhindert wird, entsteht auf der Oberfläche des Blockes kein Schaum, und jedes Sonim wird im Metalle zurückbleiben, wenn es auch im Stahl ungleich verteilt ist, ähnlich wie die geseigerten Teile bei den bereits besprochenen Watertown-Blöcken.

Digitized by Google

Wenn die Zugaben zum Stahl in die Pfanne gegeben werden, sind die Bedingungen für vollständige Ausscheidung der Sonims nicht günstig, obgleich Handelsstahl so hergestellt wird. Das meiste, das man erhoffen kann, ist, daß ihre Menge auf ein erträgliches Maß verringert, und sie in die weniger gefährliche Form größerer Kugeln übergeführt werden. In diesem Falle ist die Zeit, die bis zu dem Zeitpunkte vergeht, wo das Metall zum erfolgreichen Gießen zu kalt wird, begrenzt, während die durchschnittliche Tiefe des Metalles, durch die ein Sonim hindurchwandern muß, damit das Metall davon frei wird, mehreremal größer ist als die des Metalles im Ofen. Wenn man bedenkt, daß infolge der größeren Masse einer 50-Tonnen-Schmelze reichliche Zeit zum Aufsteigen der Sonims nötig ist, so muß man die größere Tiefe des Metalles und die größere Entfernung berücksichtigen, die die mitgerissenen Teilchen zurücklegen müssen, um die Schlacke zu erreichen. Die größere Tiefe steht natürlich nicht in bestimmten Beziehungen zum Gewicht der Schmelze, aber sie beeinträchtigt in erheblichem Maße die Reinigung des Metalles innerhalb des Zeitraumes nach der Manganzugabe.

In dem basischen Siemens-Martin-Ofen können Sonims abgeschieden werden, wenn der Masse Zeit zum Abstehen gelassen wird, und wenn die Schlacke wenig Eisen enthält; es erfordert aber mehr Aufmerksamkeit als beim sauren Siemens-Martin-Verfahren. Es gibt jedoch eine Abart des basischen Verfahrens, die ihre beständige Abscheidung begünstigt, nämlich die Reduktion von metallischem Mangan aus der Schlacke durch den Kohlenstoff des Bades, wobei das Mangan in das Metall geht. Dies kommt bei saurem Stahl niemals vor. Bei letzterem war das Mangan einmal ganz oxydiert und aus dem Metall abgeschieden. Ich fand es dort nicht eher, als bis es in metallischer Form zugegeben war.

Die Arbeitsweise einiger Stahlmacher, einen Teil des Mangans kurze Zeit vor dem Abstich, den Rest unmittelbar vorher oder in die Pfanne zuzugeben, hat zweifellos die Wirkung, daß Sonims abgeschieden werden, weil sie nach ihrer Bildung mehr Zeit finden, in die Schlacke überzugehen. Ähnlich ist in geringerem Maße das Verfahren, einen Teil des Schrottes in das Bad zu geben. Die entstandene Bewegung und die Wirkung des Mangans des Schrottes werden frühzeitige Bildung geschmolzener Sonims, und daher ihre Entfernung zur Folge haben.

Digitized by Google

Sonims sind wirtschaftlich mit zufriedenstellenden Ergebnissen abgeschieden worden, als die Theorie der angewendeten Verfahren noch nicht völlig aufgeklärt war. „Abtöten" („working out"), „schütteln" („shaking down") und ähnliche Ofenausdrücke, ferner die schließliche Manganzugabe sind Regeln, deren hauptsächliche Wirkung darin besteht, dem Stahl die gewünschte Zusammensetzung zu erteilen und die Abscheidung der Sonims aus dem Metall zu ermöglichen. Die verschiedenen Verfahren gewähren verschiedenen Grad in der Vollständigkeit der Abscheidung der Sonims.

Guter Tiegelstahl sollte am wenigsten Sonims enthalten, demnächst Elektrostahl, dann saurer, im Ofen fertiggemachter Siemens-Martin-Stahl und schließlich Siemens-Martin- und Bessemerstahl, die in der Pfanne fertiggemacht worden sind.

Bei den drei ersten Arten ist die völlige Entfernung der Sonims praktisch möglich, wenn es auch nicht immer gebräuchlich ist. Da bestimmte Anweisungen für einen guten gediegenen Betrieb nicht vorhanden sind, werden wirtschaftliche Gründe oder die Forderung nach einer möglichst großen Ausbeute bei einem Minimum an Kosten gewöhnlich das Bestreben, das Metall praktisch so rein wie möglich zu machen, überwiegen, und zwar so lange, bis besondere Einzelheiten über Sonims, die auf ihrer erkannten Wirkung beruhen, mitgeteilt worden sind.

Beim Tiegel- und Elektrostahlverfahren werden oder sollten eigentlich keine Zusätze in der Absicht gegeben werden, das Metall zu desoxydieren; daher werden dort am Ende des Verfahrens auch keine Sonims gebildet, die abgeschieden werden müßten, um die besten Eigenschaften des Erzeugnisses zu gewährleisten.

Schlußbetrachtung.

Wegen der Unzulänglichkeit unserer Kenntnis von der Natur der Sonims und ihrer Wirkung im Stahl ist es schwer, besondere Einzelheiten über sie mitzuteilen. Natürlich müssen, um den gewöhnlichen Anforderungen an Dehnung, Querschnittsverminderung, Oberflächenreinheit und Abwesenheit von Höckern und Narben zu genügen, Sonims innerhalb gewisser Grenzen gehalten werden Im allgemeinen sind Sonims aus einem Stahle, der beim Walzen oder Schmieden nicht rotbrüchig ist, und welcher den gewöhnlichen Prüfungsvorschriften für Konstruktionsstahl genügt, bis zu einem

Digitized by Google

gewissen Grade entfernt worden; die noch vorhandenen Sonims sind zu sichtbaren Kügelchen zusammengetreten, als der Stahl erstarrte. Bei besseren Stählen und besonders bei Werkzeugstählen sollten die Sonims so weit wie möglich abgeschieden werden.

Es sind zahlreiche Mittel zur Entfernung der Sonims aus dem Stahle patentiert worden; einige von diesen Mitteln gründen sich auf Verfahren, die dem Stahlmacher seit langem bekannt sind.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II11

MIKROGRAPHISCHE STUDIEN.

BERICHT

über einige mikrographische Beobachtungen, welche in betreff der Abnahme, der Prüfung oder Bearbeitung verschiedener Metalle zu praktischen Resultaten geführt haben.

Prüfungsstation für Metalle der Paris-Lyon-Mediterranée-Bahn, Paris.

(Übersetzt von J. Paquet.)

1. Schnellbestimmung des Arsens im roten Kupfer.

Wir haben untersucht, ob es möglich wäre, durch mikrographische Beobachtung den Arsengehalt in Herdplatten aus rotem arsenhaltigen Kupfer praktisch genau festzustellen, ohne zur chemischen Analyse zu greifen.

Wenn man polierte Proben aus arsenhaltigem Kupfer durch reine Salpetersäure bei 22° während 5 bis 6 Sekunden ätzt und im Mikroskop untersucht, entdeckt man schwarze Flecken, welche je nach dem Arsengehalt der Probe mehr oder weniger zahlreich und groß sind.

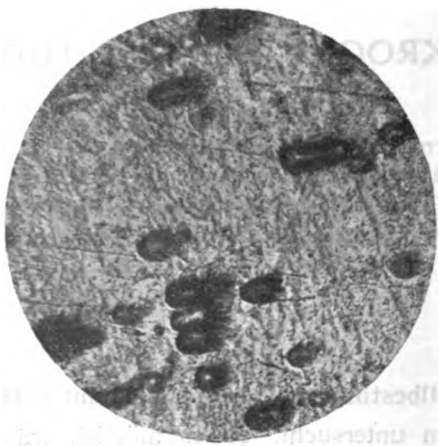
Bei 200facher Vergrößerung haben diese Flächen die Form von Mehlkörnern, mit sehr feinen Nadeln und mit einem glänzenden Punkt in der Mitte. (Lichtbild Nr. 1—A, 200fache Vergrößerung.)

Wir haben eine Reihe von sechs Proben hergestellt, deren Arsengehalt auf chemischem Wege genau auf 0·35, 0·40, 0·45, 0·50, 0·55% festgestellt wurde. (Lichtbilder Nr. 2—A bis 7—A, alle bei einer 50fachen Vergrößerung.)

Wenn man eine zu untersuchende Probe mit den vorstehenden Lichtbildern vergleicht, wird es bei etwas Übung möglich, den Arsengehalt bis ungefähr 0·06% Genauigkeit zu bestimmen.

Digitized by Google

Von 86 Proben, deren Arsengehalt wir durch Vergleich mit der Versuchsreihe und sodann durch gewöhnliche chemische Methode bestimmt haben, ergaben uns 63 Stücke übereinstimmende Resultate. Bei den 23 anderen betrug die Abweichung bis zu 0·11%, die chemischen Gegenanalysen ergaben eine Abweichung bis zu 0·08%, was in diesem Falle beweist, daß das Arsen A sehr ungleichförmig in den Platten verteilt war.



Nr. 1—A. 200fache Vergrößerung.

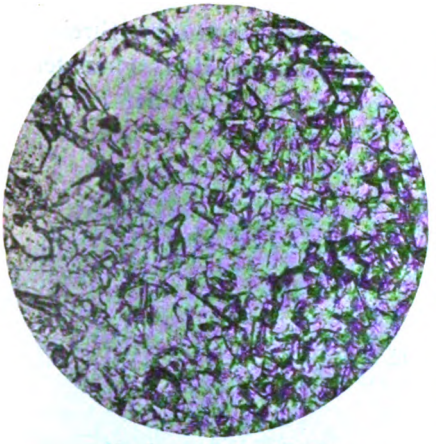
Es bleibt zu bemerken, daß die Kristallisation des Kupfers, welche im reinen Kupfer (Lichtbild Nr. 2—A) sehr deutlich ist, bedeutend abnimmt, sobald das Kupfer arsenhaltig wird; bei einem Gehalt von 0·45% und darüber verschwindet dieses Kristallisationsbild vollständig.

Wir glauben, daß die größere Dauerhaftigkeit beim Gebrauche arsenhaltiger Platten diesem amorphen Gefüge zuzuschreiben ist.

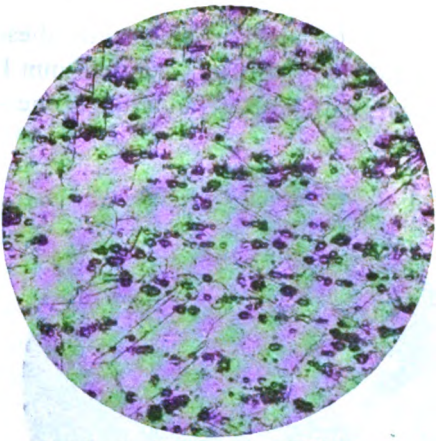
2. Kohlung, welche an den Rändern von Blechen und Schmiedestücken durch Abschneiden mittels der Sauerstoff-Azetylenflamme entsteht.

Die immer mehr in Gebrauch kommende Sauerstoff-Azetylenflamme zum Abschneiden von Stahlblechen führte uns dazu, die Breite der Kohlungszone des Metalls, welche bei dieser Art des Abschneidens entsteht, zu untersuchen.

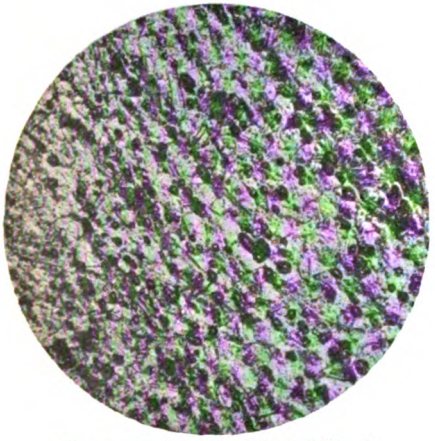
Digitized by Google



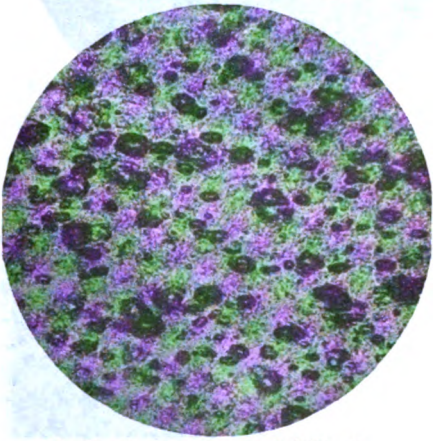
Nr. 2—A. Rotes Kupfer.



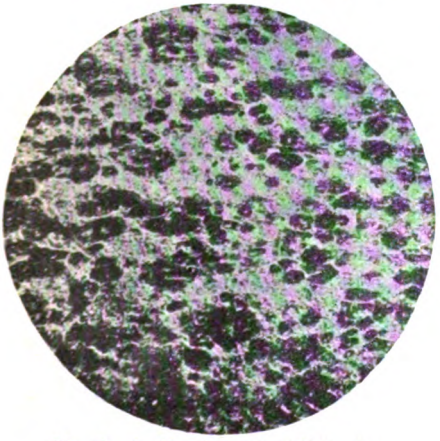
Nr. 3—A. Kupfer mit 0·35% As.



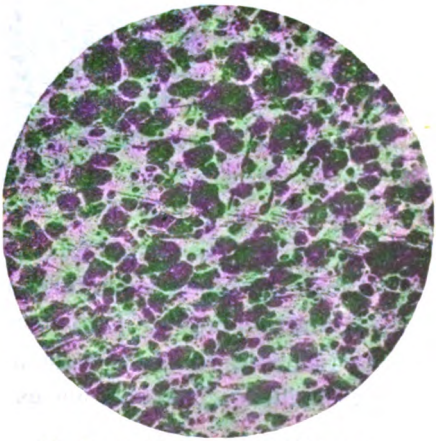
Nr. 4—A. Kupfer mit 0·40% As.



Nr. 5—A. Kupfer mit 0·45% As.



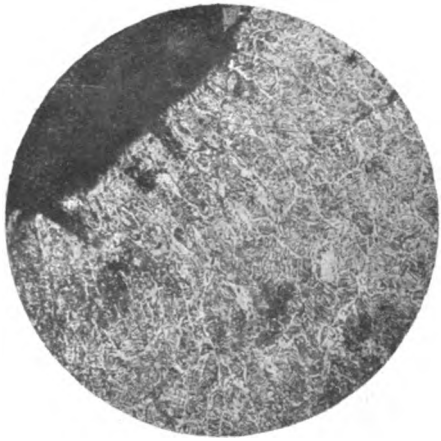
Nr. 6—A. Kupfer mit 0·50% As.



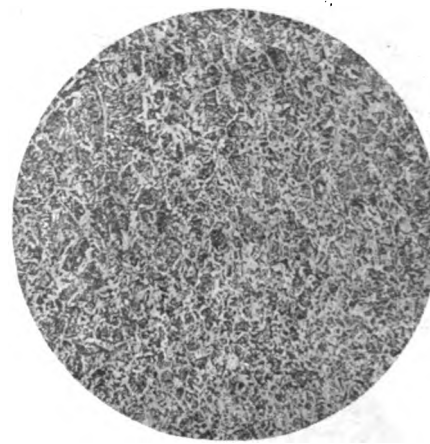
Nr. 7—A. Kupfer mit 0·55% As.

Digitized by Google

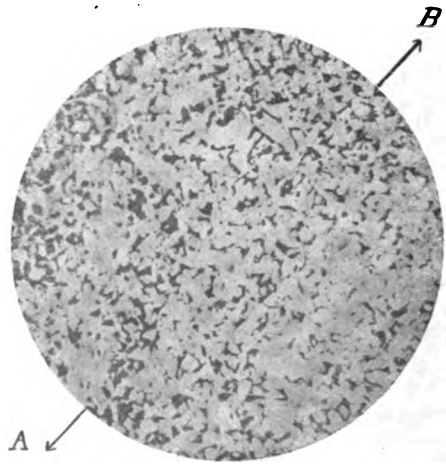
Indem wir einen auf diese Weise abgeschnittenen Streifen Stahl von 0·12% C und 28 mm Dicke photographierten, erkannten wir, daß diese Veränderungszone sich je nach der Lage der Punkte



Nr. 1—B. 50fache Vergrößerung.



Nr. 2—B. 50fache Vergrößerung.



Nr. 3—B. 50fache Vergrößerung.

zwischen 0·5 mm bis 5 mm änderte, wie es Lichtbilder Nr. 1—B, 2—B und 3—B (50 × Durchmesser) beweisen.

Lichtbild Nr. 1—B zeigt den Rand des durch die Stichflamme abgeschnittenen Streifens, wie es der schwarze Teil oben links anzeigt.

Digitized by Google

Lichtbild Nr. 2—B, 0·5 mm vom Rande entfernt, enthält die Zone des gekohlten Metalls mit ungefähr 0·45% Kohlenstoff.

Lichtbild Nr. 3—B, 5 mm vom Rande entfernt, liegt an der Grenze der gekohlten Zone, Linie A—B, und enthält zum größten Teil unverändertes Metall.

Wir konnten also mit Beruhigung die in Rede stehende Art des Abschneidens mittels Gebläse für solche Bleche anwenden, welche für Lokomotivlängsstücke bestimmt waren, indem wir die Bedingung stellten, eine Zone von 10 mm Breite zwischen dem Schnittrande und der endgültigen Kante zu legen, um gewiß zu sein, daß alles veränderte Material durch die Werkzeugmaschine entfernt wird.

Daß diese Vorsichtsmaßregel genügte, wurde durch Biegeproben bestätigt, die wir an den unter diesen Bedingungen zubereiteten Stahlbändern vornahmen.

Lokomotiven, welche mit auf diese Weise abgeschnittenen Längsstücken versehen wurden, sind seit längerer Zeit im Gebrauch, ohne Anlaß zu irgend einem Vorfall gegeben zu haben.

3. Kalthärtung, welche in Schrauben von großem Durchmesser durch Ausbohrung entsteht.

Eine Anzahl Schrauben von Kupplungsfedern aus Flußeisen von ungefähr 40 kg Festigkeit rissen plötzlich im Gebrauch oder im Laufe des Abnahmezerreißversuches bei sehr schwacher Dehnung fast ohne Einschnürung und zeigten einen trockenen, feinkörnigen Bruch.

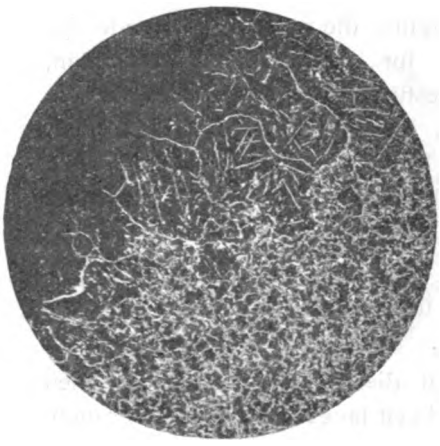
An einem Stück, das wir von einer noch nicht im Gebrauch gestandenen Schraube abschnitten, erkannten wir mittels der Brinellschen Probe (zu der Zeit besaßen wir noch kein Mikroskop), daß das Material in der Nähe der Ausbohrung viel härter als in der Mitte war. Annähernd schätzten wir die Tiefe der Kalthärtung auf 3—4 mm.

Wir schrieben deshalb vor, alle Kupplungsfedern nach dem Ausbohren wieder bis annähernd 700° auszuglühen.

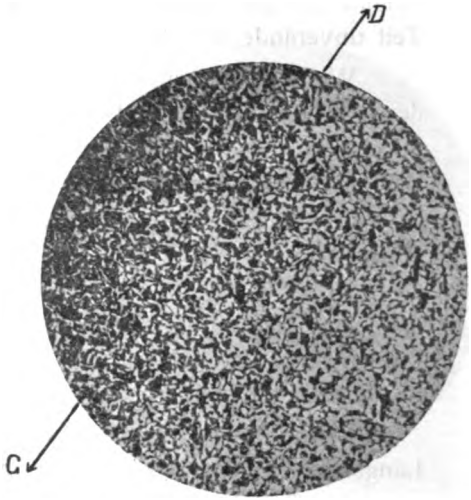
Seitdem bemerkten wir bei allen unseren Zerreißproben eine bedeutende Kontraktion und Dehnung, ohne schätzbare Spannungsverluste, was das Arbeitsvermögen sehr erhöhte. (Arbeits-

Digitized by Google

vermögen ist bekanntlich gleich der Kurvenfläche, deren Abszisse die Spannung und deren Ordinaten die betreffenden Dehnungen darstellen.)



Nr. 1 – C. 50fache Vergrößerung.



Nr 2 – C. 50fache Vergrößerung.

Nr. 3 – C. 50fache Vergrößerung.

Dieselbe Tatsache, plötzliches Reißen ohne Kontraktion, stellte sich bei anderen Schrauben von gleichem Durchmesser und gleichem Gewindegang ein. Nachdem ein Querschnitt poliert und mit Pikrinsäure geätzt war, konnten wir genau die Breite der kaltgehärteten Zone feststellen, welche 3 mm betrug. In dieser Zone

Digitized by Google

erschien das Ferrit wie zerquetscht und in feinen Nadeln zerstreut. Diese kaltgehärtete Zone verschwand vollständig nach Ausglühen bei 700°.

Lichtbild Nr. 1—C. Harte Zone in der Nähe der Ausbohrung.

Lichtbild Nr. 2—C. Enthält das Ende der Kalthärtung (oben rechts) und das normale Material (Linie C—D).

Bemerkt sei noch, daß wir dieselben Nadeln erhielten, wenn wir eine Stahlprobe durch Druck in kaltem Zustande härteten. (Lichtbild Nr. 3—C.)

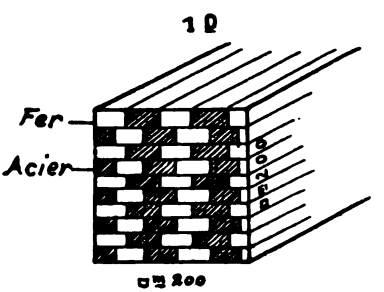
4. Erkennung der Fälschung des Schmiedeeisens durch Einlegen von gewalztem Flußstahl in die Packete.

Infolge verschiedener Vorfälle bei Herstellung von Schmiedestücken aus Eisen von 37 kg/mm² und darüber Festigkeit (speziell Mangel an Schweißbarkeit) untersuchten wir dieses Eisen im Mikroskop nach vorherigem Polieren und Ätzen mit Pikrinsäure.

Wir entdeckten darin rein perlitische Streifen, welche auf ein stahlartiges Metall schließen ließen, da der Kohlenstoffgehalt bis 0·25% betrug und einer Festigkeit von 55 kg/mm² entsprach. (Lichtbild Nr. 1—D.)

Diese stahlartigen Streifen trennten sich in gewissen Proben genau ab, wodurch wir zur Vermutung gelangten, daß einige Werke, um die Festigkeit ihres Eisens zu erhöhen, zu den Lagen aus Puddeleisen Lagen aus Flußstahl mit hohem Kohlenstoffgehalt beifügten.

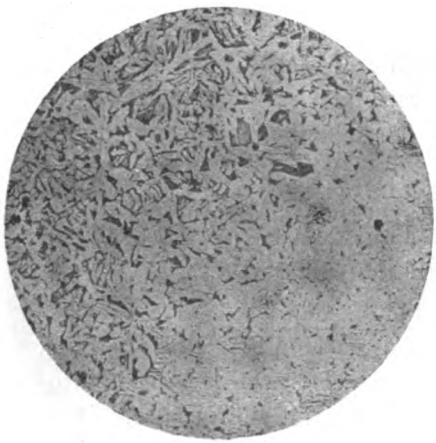
Da eines dieser Werke freiwillig zugestand, daß es diese Methode anwendete, stellten wir synthetisch ein Packet aus Stangen von sehnigem Puddeleisen und Stangen von Flußeisen mit annähernd 55 kg Festigkeit her. (Skizze Nr. 1—D.)



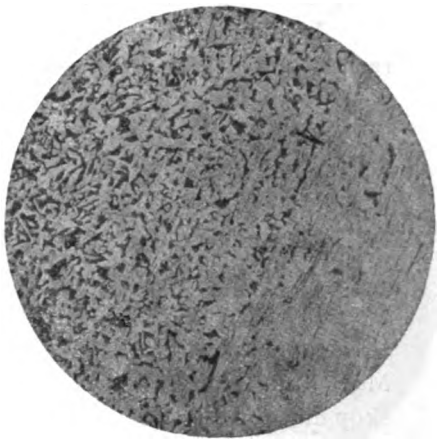
Nach dem Auswalzen in Rundstäbe von 35 mm erhielten wir ein Material mit 37 kg Zugfestigkeit und 31·7% Dehnung, welches sich scheinbar gut schweißen ließ, das aber in Wirklichkeit nicht verschweißt werden konnte und sich bei abwechselnder Verdrehung nach zwei entgegengesetzten Richtungen lostrennte.

Digitized by Google

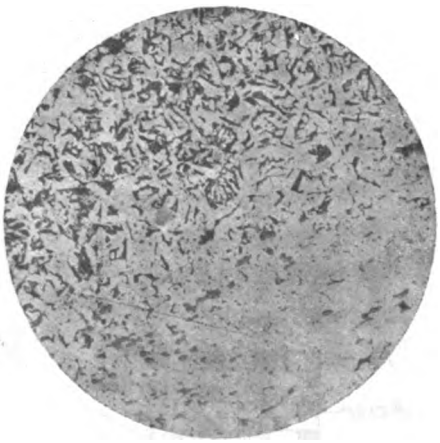
Wir stellten sodann ein gleiches Packet mit 68% Lagen aus weichem Puddeleisen und 32% Puddelstahl her, dessen Kohlenstoffgehalt 0·15 bis 0·30% betrug. Dieses Packet, zu Rundstäben



Nr. 1—D. Lagen von Stahl in Eisen. 50fache Vergrößerung.



Nr. 2—D. Lagen von Stahl in Rundeisen, welches durch Packettieren von Flußstahl und weichem Puddeleisen erhalten wurde. 50fache Vergrößerung.



Nr. 3—D. Lagen von Stahl in Rundeisen welches durch Packettieren von Puddelstahl und weichem Puddeleisen erhalten wurde. 50fache Vergrößerung.

Nr. 4—D. Schwedisches Eisen ohne stahlartige Teile. 50fache Vergrößerung.

zu 34 mm ausgewalzt, ergab ein Material von 39 kg Zugfestigkeit und 30·8% Dehnung. Dieses Material ließ sich ziemlich gut

Digitized by Google

schweißen und trennte sich in der Schweißnaht unter wechselnder Verdrehung nicht ab.

Die Gegenwart von Stahllagen im Eisen führt also zu sehr verschiedenen Ergebnissen je nach dem Zwecke, zu dem das Metall gebraucht wird, und je nachdem ob diese Stahllagen aus Flußeisen oder Puddeleisen bestehen.

Man könnte zunächst glauben, daß man diese Unterscheidung nicht werde machen können, da wir früher am Querschnitt bemerkt hatten, daß das mikroskopische Bild von Puddel- und Flußstahl dasselbe war. Die Längsschnitte zeigten jedoch, daß der Perlit des Puddelstahls in das Eisen unter sehr inniger Vermengung tief eingedrungen war, ohne Spuren einer Trennung aufzuweisen, während bei Flußstahl die Abgrenzung sehr charakteristisch war.

Da es jedoch unpraktisch wäre, bei der Übernahme größerer Stangenpartien zur mikroskopischen Methode zu greifen, welche doch eigentlich den Laboratoriumsversuchen vorbehalten ist, rieten wir unserer Materialübernahmsabteilung, kein Eisen hoher Festigkeit mehr für solche Stücke anzuwenden, welche einer Erzeugung oder Reparatur durch Schweißung ausgesetzt sind.

Für solche Stücke schrieben wir Eisen vor, dessen Festigkeit 34 kg/mm² nicht überschreitet, dessen Kohlenstoff nur in schwachen Spuren und fein verteilt vorkommt und das ohne Einführung von Fluß- oder Puddelstahl in die Packete leicht zu erzeugen ist.

Es steht also fest, daß es die mikroskopischen Untersuchungen waren, die uns zu diesen Maßregeln geführt haben.

Diese verschiedenen Untersuchungen wurden unter Leitung des leitenden Ingenieurs Vanderheym und von Belanger und Charlemagne, Leiter der Versuchsanstalt, ausgeführt.

Zusammenfassung.

1. Rasche Bestimmung des Arseniks in Rotkupfer durch Angriff von Salpetersäure auf dem polierten Metall. Es erscheinen schwarze Flecken, deren Menge im direkten Verhältnis zum Arsenikgehalt steht.

Digitized by Google

2. Wenn man ein Blech mit der Sauerstoff-Azetylenflamme abschneidet, zeigt sich eine kohlenstoffreichere Zone an den Rändern des Schnittes.

3. Bestimmung einer kaltgehärteten Schichte durch Schneidarbeit (Bohr- oder Dreharbeit). Das Ferrit erscheint wie zerdrückt und zerstreut zwischen feinen Nadeln.

4. Wiedererkennen der Beigabe von Stahlgußlagen in Eisenpacketen. Die perlitischen Zonen sind viel deutlicher und viel schärfer abgegrenzt als bei Einbringung von Puddeleisenlagen.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II 12

BILDUNG VON LEGIERUNGEN DURCH ÜBEREINANDERLAGERUNG.

Von **Henry Le Chatelier.**

(Übersetzt von J. Paquet.)

In einem älteren Bericht*) über die Technik der mikroskopischen Metallographie habe ich darauf hingewiesen, wie man durch Übereinanderlagern zweier geschmolzener Metalle nach der Erstarrung eine Reihe aller möglichen Verbindungen dieser beiden Metalle auf einer mehr oder weniger beschränkten Zone erhalten könne. Es ist auf solche Weise möglich, an einer einzigen Schmelze Legierungen dieser Metalle von allen möglichen Mischungsverhältnissen metallographisch eingehend zu untersuchen. Ich wandte beispielsweise diese Methode auf Legierungen des Kupfers mit Aluminium oder Zink an und bestimmte auf metallographischem Wege an einem Schnitt durch die mittels Überlagerung erhaltenen Schmelzen die verschiedenen, bei Untersuchung des Aluminiums bereits als feststehend erkannten Verbindungen $Al_2 Cu$, $Al Cu$, $Al Cu_8$.

Bevor ich auf die im Gebrauch dieser Methode erzielten Fortschritte hinweise, möchte ich zuerst auf die Technik zurückkommen, die ich ursprünglich für die Durchführung empfohlen habe. Die Probeschmelzen durch Übereinanderschichtung sind sehr leicht herzustellen, wenn die Dichte der Metalle sehr verschieden ist. Man schmilzt das dichtere Metall in einem Tiegel, indem man es mit einem Flußmittel, wie Chloralkali oder Borax, überdeckt, und erhitzt es auf die Schmelztemperatur des schwerer schmelzbaren der beiden Metalle. Nun bringt man ein kaltes Bruchstück des

*) Bulletin de la Société d'Encouragement pour l'Industrie Nationale; Jahrgang 1900, Tom. VI, Seite 365.

Digitized by Google

Fig. 1.
Überlagerung von Silber-Antimon. 50fache Vergrößerung. Geätzt mit einer 10%igen wässerigen Eisenchlorid-Lösung.

leichteren Metalls in den Tiegel; dieses überzieht sich vorerst mit einem festen Überzug des Flußmittels, doch schmilzt dieses bald, die beiden Metalle kommen in Berührung und schichten sich im geschmolzenen Zustande ohne jede Wallung übereinander. Man läßt die Schmelze erkalten, sägt sie in der Längsrichtung durch, poliert und ätzt sodann diesen Längsschnitt, der auf solche Weise für die metallographische Untersuchung vorbereitet ist. Die beiden reinen Metalle sind durch eine Übergangsschichte von regelmäßig sich verändernder Zusammensetzung getrennt, deren Dicke von der Breite des gebrauchten Tiegels, der Schmelzdauer und der Bewegung, welche der Tiegel vor der Erstarrung erfahren hat, abhängig ist. Die Dicke der Schichte kann von einigen Millimetern bis zu mehreren Zentimetern variieren. (Fig. 1.)

Dadurch, daß Herr Legris Tiegel von kleinen Abmessungen von 2 bis 3 mm Durchmesser gebrauchte und sie schnell erkalten ließ oder einfach zwei benachbarte Kügelchen der beiden Metalle in Berührung gebracht hat (Fig. 2), ist es ihm in letzter Zeit im Laufe der in meinem Laboratorium der Sorbonne ausgeführten Versuche gelungen, die Dicke der Über-

Digitized by Google

gangsschichten bis auf 1 mm zu reduzieren und so die Wiedergabe der Gesamterscheinung auf einer einzigen photographischen Platte zu ermöglichen.

Die Gefügbestandteile der Legierungen bieten unter diesen Bedingungen einige Eigentümlichkeiten, welche auf eine besondere Art der Kristallbildung zurückzuführen sind. Diese zeigen im

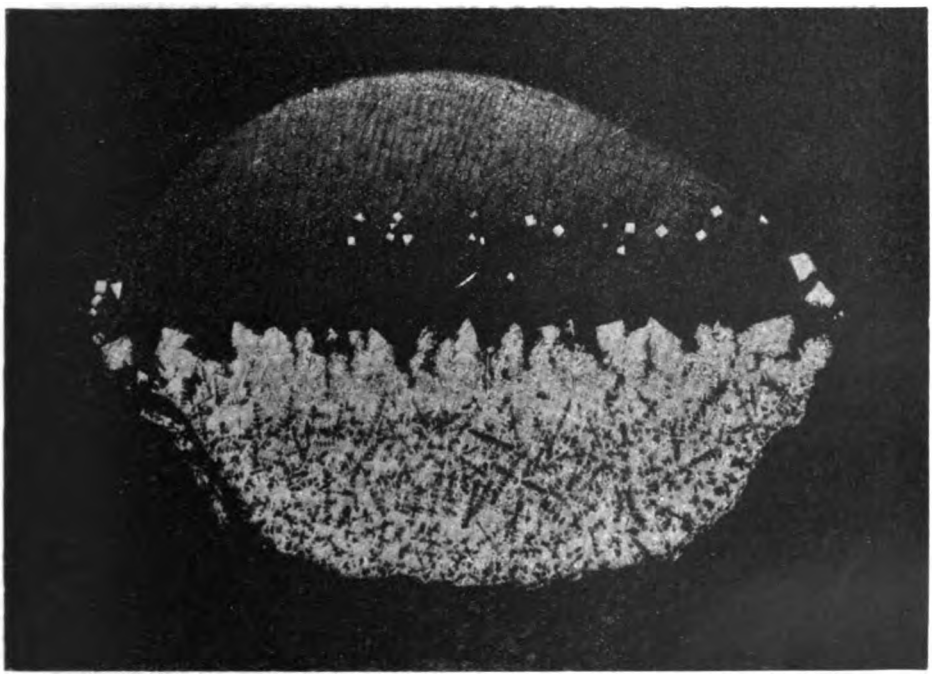


Fig. 2.
Kugelschichtung einer Blei-Antimonlegierung (10 % Antimon) mit Zinn. Vergrößerung 60fach.
Oben: Zinn mit isolierten Antimon-Zinn-Kristallen.
Unten: Blei-Antimon-Gemisch mit Bleikristallen.

allgemeinen eine Längenentwicklung, wie man sie nicht in gleichem Grade bei den Gefügebestandteilen, die sich in einer Legierung homogener Zusammensetzung bilden, wiederfindet. Das kommt daher, weil in jeder Zone von bestimmter Zusammensetzung während der Erstarrung sich keine neuen unabhängigen Entwicklungskeime bilden können; die Kristallisation verlängert nur die Kristalle derselben Art, die sich in dem benachbarten, schwerer

Digitized by Google

schmelzbaren und schon erstarrten Bereich gebildet haben und die nun fortfahren, sich außerordentlich auszudehnen. So nimmt die Verbindung Al_2Cu, welche in homogen zusammengesetzten Schmelzen Kristalle von Würfelform zeigt, die Form von langen Nadeln in den Übergangszonen an. Läßt man diese Eigen-

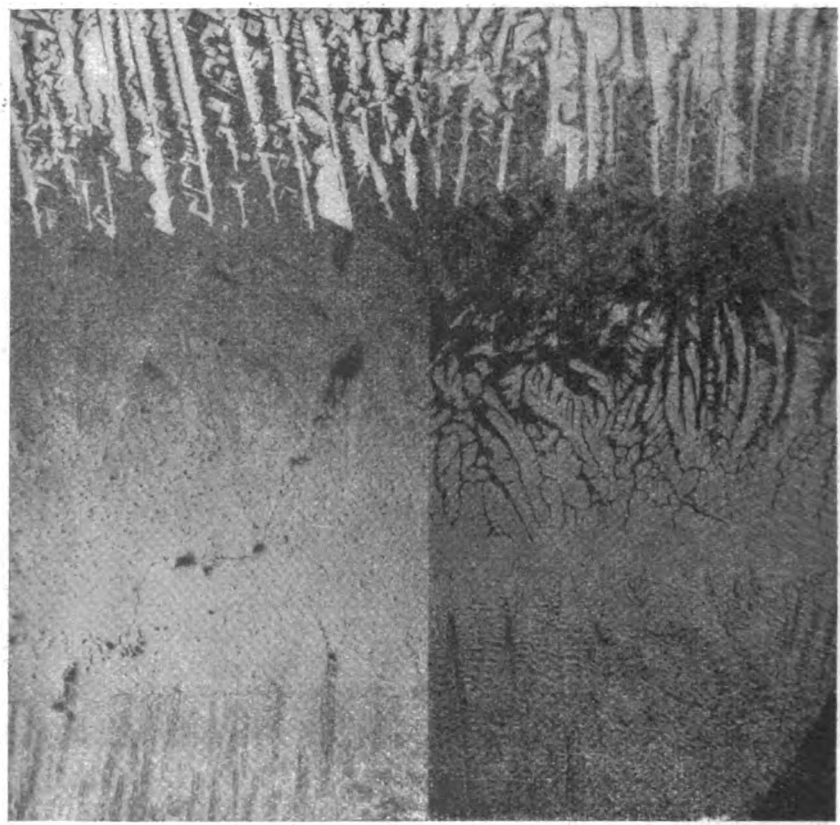


Fig. 3. Silber-Antimon-Legierung. Fig. 4.
Legierung 13 Stunden bei 490° geglüht. Legierung rasch abgekühlt.

tümlichkeit außer Betracht, so würde es einem schwer fallen, die unter den beiden verschiedenen Entwicklungsbedingungen erhaltenen gleichen Bestandteile als solche zu erkennen.

Derselbe Umstand ist auch Ursache einer noch bedeutenderen Verschiedenheit der Struktur der Eutektika. Diese bestehen, wie man weiß, im allgemeinen aus einer innigen Mischung von sehr kleinen Kristallen verschiedener Art, die sich nach allen Richtungen

Digitized by Google

ineinander verschlingen und die manchmal so fein sind, daß es zu ihrer Unterscheidung der stärksten Vergrößerungen des Mikroskops bedarf. In den durch Überlagerung entstandenen Legierungen verschwindet diese Mischstruktur der Eutektika bisweilen vollständig; man sieht nur große, ausgedehnte Kristalle, deren Abmessungen und infolgedessen auch deren relative Maße sich mit jedem Querschnitt fortschreitend ändern, ohne daß irgendwo die gewöhnliche, normale Struktur der Eutektika zu bemerken wäre. Diese Tatsache hat ihren Grund darin, daß das eutektische Gemisch leichter schmelzbar ist als die einzelnen Elemente, aus denen es besteht, und demnach erst später als die benachbarten, unmittelbar darüber und darunter befindlichen Zonen, in denen jedes der beiden Bestandteile vorherrscht, zu erstarren beginnt. Diese Kristalle der primären Erstarrungszone von verhältnismäßig sehr großen Abmessungen verlängern sich allmählich in die Gebiete der immer leichter schmelzbaren Zonen, überschreiten schließlich die Zone der eutektischen Zusammensetzung, um erst nahe an der durch den zweiten reinen Bestandteil gebildeten Zone zu endigen. Die Breite der einen Kristallart nimmt beständig ab, während jene der anderen Kristallart eine regelmäßige Zunahme erfährt, ohne daß irgend eine Änderung der Struktur den eutektischen Bereich andeutet.

Die Legierungen durch Übereinanderschichtung können leicht zu anderen Untersuchungen als der des Kleingefüges benützt werden. Man

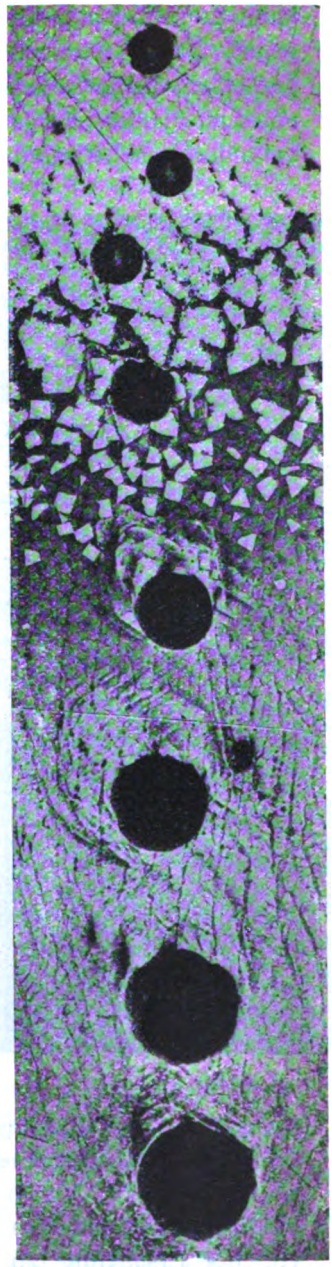


Fig. 5.
Schichtung von Zinn und Antimon. 60fache Vergrößerung. Eindrücke einer Kugel von 0·74 mm Durchmesser unter einem Druck von 750 g.

Digitized by Google

kann zum Beispiel die chemische Zusammensetzung der homogenen Zonen wie bestimmte Verbindungen oder feste Lösungen feststellen, deren Bestehen durch die mikroskopische Untersuchung entdeckt wurde. Es genügt, es so einzurichten, daß die Zone der veränderlichen Zusammensetzung eine genügende Dicke (z B. 20

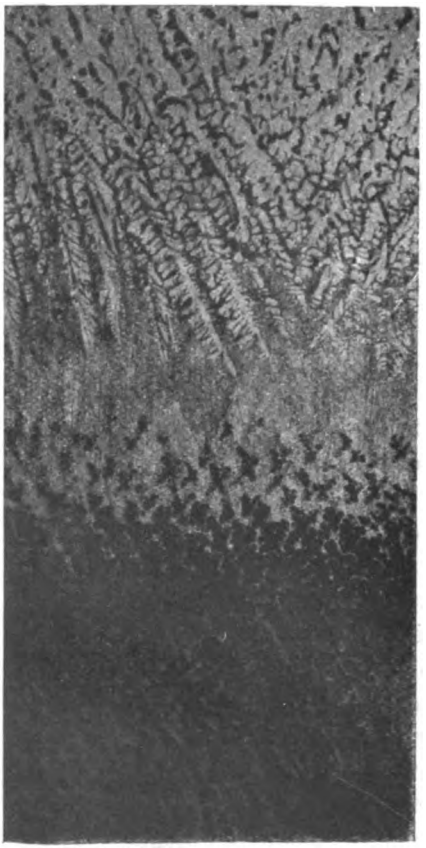


Fig. 6.
Überlagerung von reinem Blei und Zinn. 80fache Vergrößerung.

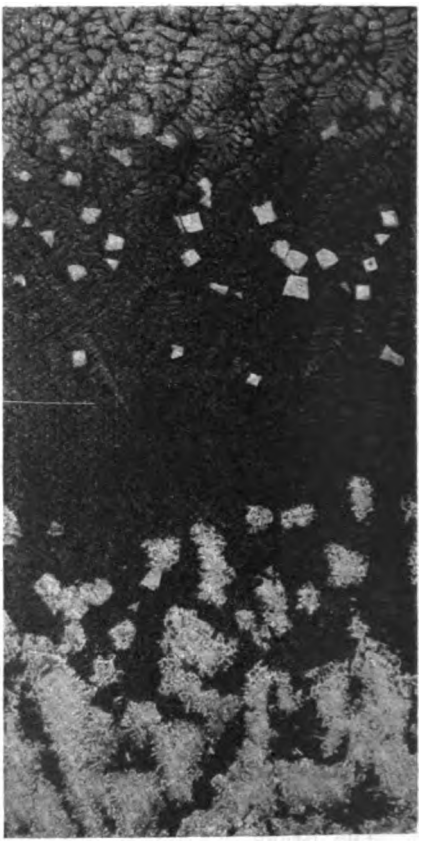


Fig. 7.
Schichtung einer Blei-Antimonlegierung mit 12% Antimon mit Zinn. 50fache Vergrößerung.

bis 30 mm) erhält, was sehr leicht durch eine geringe Schüttelung vor der Erstarrung zu erreichen ist, und sodann kleine Platten lotrecht zur Achse der Schmelze abzusägen, um mit ihnen die chemische Analyse auszuführen.

Die durch Übereinanderschichtung erzeugten Schmelzen eignen sich ebenfalls gut zum Studium der festen Lösungen von ver-

Digitized by Google

änderlicher Zusammensetzung, insbesondere wenn man eine sehr rasche Abkühlung der Schmelze bewirkt, was man natürlich nur mit Proben von kleinen Abmessungen erreichen kann. Die Mischkristalle, welche aus festen Lösungen bestehen, sind im Augenblick ihrer Erstarrung durch konzentrische Lagen veränderlicher Zusammensetzung gebildet, aber mit der Zeit streben die Kristalle durch gegenseitige Diffusion aus den verschiedenen, sich berührenden Schichten der Homogenität zu. Die plötzliche Abkühlung widersetzt sich diesem Homogenitätsbestreben und ermöglicht es, Kristalle zu erhalten, welche das Maximum der Heterogenität aufweisen (Fig. 3 und 4). Glüht man diese Kristalle aus, so sieht man wieder, wie sie gleichartig werden (Fig. 3 und 4) und dabei öfter auch ihre Abmessungen ändern, indem sie sich bald bis zum Verschwinden verringern, bald infolge Veränderung der Gleichgewichtszustände, die bei den verschiedenen Temperaturen zwischen den benachbarten Bestandteilen entstehen, vergrößern. Durch photographische Aufnahmen können diese Strukturveränderungen der festen Legierungen sehr deutlich zur Anschauung gebracht werden.

Diese durch Übereinanderschichtung entstandenen Schmelzen eignen sich auch zum Studium des elektrolytischen Lösungs-Potentials, doch muß die Übergangszone genügend dick sein: 20 bis 30 mm zum Beispiel. Man bringt die elektrolytische Flüssigkeit in eine dünn ausgezogene Glasröhre, durch deren Spitze ein kleiner, mit derselben Flüssigkeit getränkter Faden hindurchgeht. Die Kathode besteht aus einem Draht des widerstandsfähigeren Metalls und taucht in die Flüssigkeit des Rohres. Mit dem kleinen Pinsel, der aus dem Ende des Fadens, welcher aus der Kapillarröhre hervorragt, gebildet ist, fährt man auf der Oberfläche des polierten Querschnittes der Schmelze auf und ab. Die Schmelze und Kathode sind an den beiden Polen eines Voltmeters von großem inneren Widerstand, 2000 Volt zum Beispiel, angeschlossen.

Die gleiche Operationsweise gestattet endlich noch, die Härte der verschiedenen einzelnen Bestandteile der so übereinandergeschichteten Legierungen zu untersuchen. Mittels eines, mit einem bestimmten Gewicht belasteten Sklerometers ritzt man die Schmelze in der Richtung der Achse, und mißt dann die Breite der erhaltenen Ritzspur. Diese Messungen können auch einfacher durch die von Herrn Legris abgeänderte Brinellsche Methode ausgeführt werden. Derselbe benützt eine Glaskugel von ungefähr 1 mm Durchmesser, die hergestellt wird, indem man mittels Gebläses das Ende eines sehr

Digitized by Google

dünnen Glasfadens abschmilzt, den man durch Ausziehen eines Glasstabes erhalten hat. Je nach der Härte des Metalls muß man Belastungen von 100 bis 500 Gramm anwenden, um Eindrücke von nahe 0·5 mm Durchmesser zu erhalten, deren genaue Abmessungen mikroskopisch festgestellt werden. Auf diese Weise ist es leicht, ein Dutzend Eindrücke auf 1 cm Länge nebeneinander zu setzen (Fig. 5). Beträgt die Dicke der Übergangszone 20 mm, so kann man bis 20 Messungen ausführen, was zum Studium der relativen Härte der verschiedenen Verbindungen zweier Metalle vollständig genügt, denn die Zahl dieser Verbindungen und der homogenen festen Lösungen, deren Untersuchung von Interesse ist, erreicht niemals ein halbes Dutzend. Die so erhaltenen und nach der Formel von Benedicks korrigierten Messungen liefern gleiche Härtezahlen wie diejenigen der klassischen Brinellschen Methode, die bekanntlich Kugeln von 10 mm Durchmesser verwendet, auf die man bei Metallen von der Härte des Eisens einen Druck von 3000 kg ausübt.

Eine letzte geistreiche Anwendung der Methode der Metallübereinanderlagerung wurde von Herrn Legris ausgedacht, um gewisse Fremdkörper, die in kleinen Mengen in den gebräuchlichen Metallen enthalten sind, nachzuweisen. Man braucht zu diesem Zwecke nur das zu untersuchende Metall mit einem anderen Metall durch Überlagerung zu verbinden, das mit dem nachzuweisenden Fremdkörper eine kristallisierte Verbindung von charakteristischem Aussehen liefert. So kann man leicht das Antimon in Blei und Zink nachweisen, indem man diese Metalle mit Zinn übereinanderschichtet, wodurch die Kristalle von würfelförmigem Aussehen (Sb Sn) hervorgebracht werden (Fig. 6 und 7). Durch Übung gelangt man so zu überraschend genauen Beurteilungen. Die Anwendung dieser Methode ist weniger zeitraubend als die qualitative chemische Analyse, die jedesmal vorher ein oft sehr zeitraubendes Lösen des Metalls in passenden Reagenzien erfordert

Die bestehende Methode der Übereinanderschichtung oder besser der Nebeneinanderstellung scheint bestimmt zu sein, beim Studium eines noch kaum behandelten Problems, dem der ternären Legierungen, denen die Forscher wegen ihrer Kompliziertheit bis jetzt ausgewichen sind, eine wichtige Rolle zu spielen.

Es muß auch die Möglichkeit bestehen, drei kleine, nebeneinandergesetzte Kügelchen zu vereinigen und Verbindungslinien von je zwei zu zwei der drei Metalle zu erhalten, mit einem Mittelpunkt, um den herum die ternären Verbindungen sich befinden.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II13

ÜBER EINIGE PHOSPHORMETALLE.

Von **Pierre Jollibois**, Paris.

(Übersetzt aus dem Französischen von E. Wetzel.)

Seitdem Pelletier festgestellt hatte, daß die Metalle sich mit Phosphor zu verbinden vermögen, sind über Phosphormetalle bereits zahlreiche Untersuchungen ausgeführt worden. Im vorliegenden Aufsatze soll kurz über eine Arbeit über Phosphor-Zinn, Phosphor-Nickel und Phosphor-Zink berichtet werden (Journal de l'Ecole Polytechnique 1911).

Phosphor-Zinn.

Phosphor-Zinn wird erhalten durch Zusammenschmelzen von rotem Phosphor und Zinn in luftleeren Glasröhren aus Jenaer Glas. Die Anordnung gestattet das Einschmelzen gewogener Mengen der Elemente, so daß man eine schon im voraus bestimmte Verbindung erhalten kann. Durch Phosphorzugabe unter gewöhnlichem Druck erhält man einen Phosphorgehalt von nur etwa 12%. Nach der angewendeten Methode habe ich Proben mit 40% Phosphor erhalten können.

Metallographische Ergebnisse.

Wenn der Phosphorgehalt von 0% bis 16·5% steigt, nimmt der Flächenanteil der auf der polierten Probe im Mikroskop sichtbaren Kristalle zu. Bei 16·5% Phosphor ist die Schmelze homogen. Der erhaltene Körper entspricht der Formel Sn_4P_3. Wird der Phosphorgehalt weiter erhöht, so erscheinen neue Kristalle, deren Menge allmählich bis zu einem Phosphorgehalt von 40% zunimmt.

Digitized by Google

Abscheidung der Verbindungen.

Man isoliert die erste Verbindung Sn_4P_3 auf chemischem Wege, indem man die Schmelze an den positiven Pol eines Elektrolyten anschließt, der aus einer konzentrierten Natriumsulfidlösung besteht, zu der fünf Gewichtsprozente Schwefel hinzugefügt sind. Unter dem Einfluß des Stromes löst sich das Zinn, während das Phosphid unverändert zurückbleibt. Die Analyse des so erhaltenen Erzeugnisses ergab die Formel Sn_4P_3.

Um die zweite Verbindung zu isolieren, habe ich die mehr als 16% Phosphor enthaltenden Schmelzen bis zur vollständigen Trennung abwechselnd mit konzentrierter Salzsäure und mit Pottaschelösung behandelt.

Auf diese Weise wurden kleine graue Kristalle erhalten, die in ihrer Zusammensetzung der Formel SnP_3 entsprachen.

Eigenschaften von Sn_4P_3 und SnP_3.

Beide Körper bilden kleine Kristalle von metallischem Aussehen. Halogene greifen sie leicht an. Heiße Pottaschelösung löst sie unter Freiwerden von Phosphorwasserstoff PH_3. Geschmolzene Pottasche bringt sie zum Weißglühen.

Bei höheren Temperaturen dissoziieren sie:

Sn_4P_3 bei 480°
SnP_3 bei 415°

Die SnP_3 enthaltenden Phosphor-Zinn-Schmelzen (Phosphorgehalt über 16%) sind pyrophorisch; wenn man sie an Karborundscheiben reibt, erhält man funkensprühende Feuergarben.

Phosphor-Nickel.

Um Phosphor-Nickel zu erhalten, habe ich die Methode angewendet, die Lebeau für Silizide beschrieben hat. Sie beruht auf der Umsetzung des Phosphides durch Nickel im Phosphor-Zinn. Gemäß der Gleichung:

$$3\,Ni + 2\,Sn_4P_3 = 3\,NiP_2 + 8\,Sn$$

fügt man sehr wenig Nickel zu einem Überschuß von Zinn, das die Verbindung Sn_4P_3 enthält.

Sobald die Reaktion stattgefunden hat, löst man das Zinn und den Überschuß von Sn_4P_3, der sich an der Reaktion nicht beteiligt hat, in Salzsäure. Die gesuchte Verbindung bleibt ungelöst zurück.

Digitized by Google

Arbeitsweise.

Ich bin ausgegangen von einer Zinn-Nickel-Legierung mit 5% Nickel, die ich nach der gleichen Methode phosphorierte wie reines Zinn (in einer Glasröhre aus Jenaer Glas). Man löst dann das Zinn und sein Phosphid in konzentrierter Salzsäure, und man erhält einen Körper von metallischem Aussehen in schön ausgebildeten Kristallen. Seine chemische Zusammensetzung entspricht der Formel $Ni P_2$.

Wird der Phosphorgehalt so weit vermehrt, daß in der Legierung kein freies Zinn mehr übrigbleibt, so ändert sich der Verlauf der Reaktion:

$$3 Ni + 4 Sn P_3 = 3 Ni P_3 + Sn_4 P_3.$$

Mit der erkalteten Schmelze, die noch den an der Reaktion unbeteiligt gewesenen Teil von $Sn P_3$ und die Verbindung $Sn_4 P_3$ enthält, wird die Isolierung vorgenommen; löslich in Salzsäure ist aber nur $Sn_4 P_3$. Um $Ni P_3$ aus dem $Ni P_3$- und $Sn P_3$-Gemisch, das bei der Salzsäurebehandlung der Schmelze zurückgeblieben ist, zu isolieren, erwärmt man das Kristallgemenge im luftleeren Raum auf etwa 360°.

$Sn P_3$ dissoziiert unter diesen Bedingungen und bildet $Sn_4 P_3$, das in Salzsäure löslich ist. Man kann dann das Nickelphosphid in reinem Zustand abscheiden.

Eigenschaften von $Ni P_2$ und $Ni P_3$.

Halogensäuren wirken nicht ein, Salpetersäure löst sie leicht; sie bilden gutkristallisierte Verbindungen von metallischem Aussehen.

$Ni P_3$ ist graublau,
$Ni P_2$ beginnt zu dissoziieren bei 650°,
$Ni P_3$ „ „ „ „ 580°.

Vermittels der gleichen Methode habe ich unter Änderung des Phosphorgehaltes die bekannten Verbindungen $Ni_2 P$, $Ni_5 P_2$ isolieren können.

Phosphor-Zink.

Die Verbindung $Zn_3 P_2$ war bereits den älteren Chemikern bekannt, man hatte sie aber niemals von dem Zinküberschuß getrennt, in dem sie sich gebildet hatte.

Digitized by Google

Ich habe sie in reinem Zustand erhalten können durch Übergießen geschmolzenen Zinks auf roten Phosphor und durch Trennung vom Zinküberschuß mit Hilfe der folgenden Verfahren:

1. Verflüchtigung des Zinks im luftleeren Raum eines Quecksilbermanometers,

2. Auflösung des Zinks in rauchender Salpetersäure von 0^0; das Phosphid wird von der Säure erheblich schwächer angegriffen als das reine Metall,

3. Auflösung des Zinks in warmem Quecksilber, das die Verbindung nicht angreift.

Eigenschaften.

Die Verbindung entwickelt mit Säuren reinen Phosphorwasserstoff PH_3, ihre Härte beträgt bei 15^0 4·56.

Läßt man auf die Verbindung $Zn_3 P_2$ Phosphordampf einwirken, so erhält man ein neues Phosphid: $Zn P_2$, welches von dem $Zn_3 P_2$-Überschuß durch verdünnte Salzsäure getrennt werden kann. Kalte konzentrierte Salzsäure greift $Zn P_2$ unter Bildung festen gelben Phosphorwasserstoffes $P_2 H$ an.

Zusammenfassung.

1. Phosphor-Zinn: Es wurden zwei neue Verbindungen $Sn_4 P_3$ und $Sn P_3$, sowie die Arten ihrer Herstellung beschrieben. Untersuchung der Zinn-Phosphor-Legierungen bis 40% Phosphor.

2. Phosphor-Nickel: Herstellung zweier neuer Phosphide $Ni P_2$ und $Ni P_3$ durch doppelte Umsetzung mit Zinn-Phosphiden in geschmolzenem Zinn. Eigenschaften der Verbindungen.

3. Neue Trennungsverfahren und Eigenschaften des Zinkphosphides $Zn_3 P_2$.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II 14

ÜBER EINIGE NEUE MIKROGRAPHISCHE BEOBACHTUNGEN BEIM KUPFER.

Von **H. Baucke.**

Mitteilung aus der Prüfungsanstalt Koning & Bienfait, Amsterdam.

Das mikrographische Gefüge des Kupfers ist von verschiedenen Seiten eingehend untersucht worden. Es soll daher im folgenden nur das bis jetzt weniger genau Bekannte oder noch Unbekannte erwähnt werden.

Korngröße: Die Dimensionen der Einzelnkristalle (nach Howe [1], kurzweg Körner genannt) sind in einem und demselben Kupferpräparat sehr verschieden und weit ungleichmäßiger als beim Flußeisen.

Es ist nicht gut möglich, die wahren Dimensionen eines Korns unter dem Mikroskop festzustellen. Man beobachtet doch nur Schnittflächen. Man kann demnach planimetrisch die Größe eines Kristallschnittes (Korn) bestimmen. Die kostet aber viel Zeit; man kommt weit schneller zum Ziele, wenn man nach E. Heyn (3) das Präparat mit seiner Walzrichtung parallel zu dem horizontalen Kreuzdrahte legt und nunmehr zählt, wieviel Körner man von links nach rechts (L) und von oben bis unten (B) durchläuft. Man wiederholt diese Messung 10—12mal an verschiedenen Stellen und erhält schließlich aus Messungen von 200—250 Körnern einen ziemlich genauen Mittelwert für die Hauptdimensionen, welche hier mit L und B bezeichnet werden sollen.

Der Rand des Gesichtsfeldes wird in der Regel die Oberfläche eines Korns durchschneiden und es wird nicht eine ganze Zahl Körner im Gesichtsfelde zu sehen sein. Deshalb ist immer

Digitized by Google

jedes an beiden Seiten gelegene Fragment eines Korns für eins mitgezählt und ist die Anzahl der gezählten Körner, z. B. von rechts nach links, um eins vermindert worden.

Diese Korrektur beeinträchtigt die Genauigkeit des Resultates. Mit steigender Zahl der im Gesichtsfelde auftretenden Körner wird die Genauigkeit größer, der Fehler sinkt von z. B. 10% bei 10 Körnern auf 4% bei 25 Körnern. Man sollte also bei vergleichenden Bestimmungen der Korngröße stets mindestens 10 Körner im Gesichtsfelde haben.

Eine zweite Bedingung ist, daß man durch Ätzung die Umrisse der Körner deutlich bloßlegt. Es zeigte sich, daß auch das Maß der Vergrößerung dabei von Einfluß ist. Man muß die Kornzählung bei einer bestimmten minimalen Vergrößerung vornehmen, damit die Kornumrisse deutlich hervortreten. Bei stärkerer Vergrößerung sinkt die gefundene Korngröße, weil dann größere Schärfe im Bilde herrscht, wie aus folgender Tabelle ersichtlich wird.

Kupfer	Mittlere Korngröße in μ					
	V = 64		V = 100		V = 250	
	L	B	L	B	L	B
A	72 { 61, 82, 73 } 71	57, 80, 72 } 71	62 { 59, 65 } 62	57, 67 } 62	41 { 45, 43, 36 } 42	49, 40, 36 } 42
			100 { 110, 90 } 91	89, 84 } 91		
B	115	110			90	90
C	100	85	90	78	72	66
D	51	43	54	42	38	33

Man soll also womöglich bei einer ganz bestimmten Vergrößerung arbeiten, z. B 250. Sie ist auch in den meisten Fällen möglich, außer bei besonders grobkörnigem Material. In diesem Falle treten nur 1—4 Körner in dem vollen Gesichtsfelde auf, wodurch die Zählungen viel zu ungenau werden. Man ist sodann genötigt, mit schwächerem Objektiv zu arbeiten, was übrigens ohne Anstand geschehen kann, weil die Ätzung die Umrisse genügend deutlich zum Vorschein kommen läßt.

Es sollten immer nur Kernzonen des Materials untersucht werden und die für diese Zone gefundenen Zahlen als maßgebend betrachtet werden.

Digitized by Google

Das Kupferoxydul, das gewöhnlich in Form kleiner Einsprenglinge in der Masse zerstreut ist, nimmt einen gewissen Teil des Gesichtsfeldes für sich in Anspruch.

Bei einem Sauerstoffgehalt von 0·10%, was einem Oxydulgehalt von 0·9% entspricht, ist das räumliche Verhältnis

$$\text{Metall:Oxydul} = 111 : 1{\cdot}5.$$

Das Oxydul nimmt also 1·4% der Oberfläche ein, was angesichts der vorerwähnten Korrektur, vernachlässigt werden kann.

Die Größe des Gesichtsfelddurchmessers läßt sich auf bekannte Weise einfach bestimmen, mit Mikrometer usw.

I. Einfluß des Anlassens auf kaltgestrecktes Kupfer.

Trolleydraht von 65 mm² Querschnitt wurde bei verschiedenen Temperaturen angelassen und der Effekt des Einformens zahlenmäßig studiert. Grard (2) hat das Einformen schon mikrographisch studiert, aber keine Zahlen gegeben.

Temperatur	Erhitzungsdauer	Korngröße		Grenzwerte		Verhältnis
		L	B	L	B	L/B
		75	17	98— 56	19— 16	4·4
100° C	192 Stunden	76	18	101— 58	20— 17	4·2
200° „	90 „	25	14	39— 18	19— 12	1·8
350° „	2 „	19	12	24— 14	14— 10	1·6
400° „	2 „	23	17	26— 20	19— 16	1·4
500° „	2 „	24	20	26— 22	22— 16	1·2
600° „	2 „	25	23	26— 22	22— 16	1·1
700° „	2 „	30	25	36— 24	28— 22	1·2
800° „	1 „	65	59	137— 50	42— 92	1·1
900° „	1½ „	145	144	192—115	173—115	1·0
1000° „	10 Minuten	187	165	246—143	431—173	1·1
1025° „	10 „	292	308	431—216	575—192	0·95
1050° „	10 „	345	493	575—246	863—345	0·7

In kaltgestrecktem Kupfer beträgt also: $\frac{L}{B} > 4$.

Bei 200° C tritt schon ziemlich bald Einformen ein; das Minimum der Korngröße wird bei 350° C erhalten, um bis 700° C langsam anzusteigen. Von 700—800° C verdoppelt sich die Korngröße, um bei 900° C und darüber sehr rasch anzusteigen. Von

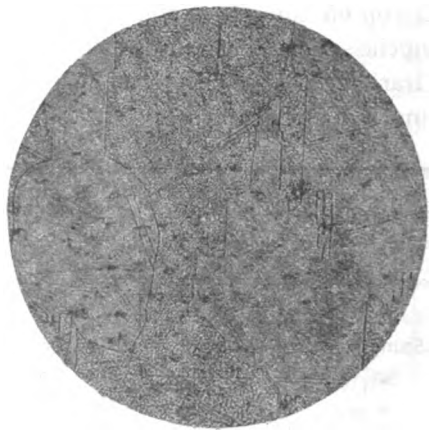
Digitized by Google

1000—1025° C erreicht das Anwachsen ein Maximum; daher wird $\frac{L}{B} < 1$ und bei 1050° C sogar 0·7.

Die Körner stellen sich vertikal zur Walzrichtung, der bekannte Effekt der Überhitzung. Einzelne Körner messen 600 bis 900 μ und es treten Ungleichmäßigkeiten in der Korngröße auf.

Fortgesetztes Anlassen. Für die Praxis hat die Frage, ob Kupfer bei dauernder Erwärmung auf verhältnismäßig niedrige Temperatur grobkörnig werden kann, berechtigtes Interesse. Mitunter trifft der Fall zu, daß z. B. der Boden eines Kochkessels oder einer Pfanne unter Rißbildung sehr grobkörnigen Aufbau zeigt.

Abb. 1. Kaltgezogenes Kupfer.



45 Tage auf 450° C erhitzt.
Überhitzungserscheinungen. 150 ×

Versuche in dieser Richtung zeigten, daß eine zehnstündige Erhitzung auf 800° C im Kohlensäurestrom kaum von Einfluß ist.

Korngröße vor der Probe: L = 25 . B = 21,
„ nach Erhitzung: L = 38 . B = 34.

Erhitzt man kaltgestrecktes Kupfer 75 Tage auf 450° C in einer Kohlensäureatmosphäre, so entsteht ein ziemlich grobes Korn. Die Kristallentwicklung ist ungleichmäßig und steht bisweilen senkrecht zur Walzrichtung.

Annähernd genaue Werte für L und B sind nicht zu geben. Es kommen Körner von wenigen Mikrons neben solchen von 1—2 mm vor.

Das Einformen der Struktur geschieht derart, daß die größeren Individuen die kleineren auffressen, geradeso wie beim Blei. Auch

Digitized by Google

kommen hier schon die krummlinigen, dem überhitzten Kupfer eigenen Gebilde zum Vorschein. Durch fortgesetzte Erhitzung auf verhältnismäßig niedrige Temperatur kann also Kupfer den Bau eines überhitzten Metalls annehmen. (Abb. 1.)

Durch langandauernde Erhitzung auf 450° C wird fast dasselbe erreicht wie beim Anlassen auf 1025° C während 10 Minuten. Erhitzt man kaltgestrecktes Kupfer 350 Tage hindurch auf 100° C, so tritt ebenfalls beginnende Rekristallisation (Kristalleinformen) (Abb. 2) ein.

Abb. 2. Kaltgezogenes Kupfer.

300 Tage auf 100° C erhitzt. (Beginnende Rekristallisation.) 700 ×

II. Korngröße technischen Kupfers.

Bei gewalztem Blech (Feuerbüchsen), wie es in der Praxis verwendet wird, findet man beträchtliche Unterschiede in der Korngröße, wie die folgenden Zahlen erkennen lassen.

a) O-haltiges Material:

	Korngröße		Grenzwerte		Quotient
	L	B	L	B	L/B
1.	270	155	390—78	390—36	1·7
2.	77	73	130—43	130—43	1·05
3.	43	43	65—28	65—25	1·05
4.	30	27	—	—	1·10
5.	54	48	98—39	98—33	1·10
6.	95	65	390—65	97—39	1·5

Digitized by Google

b) Spezialkupfer:

Spezialkupfer hat in der Regel kleine Werte für L und B.

Cu-Gehalte	Korngröße		Quotient	Grenzwerte	
	L	B	$\frac{L}{B}$	L	B
Nr. 1	24	20	1·2	—	—
„ 2	90	80	1·15	98—78	130—43
„ 3	39	33	1·15	49—33	39—24
„ 4	36	32	1·10	—	—

Für normales Feuerbüchsenkupfer gilt also in der Regel:

$$L = < 100\ \mu \quad B = < 80\ \mu \quad \text{und} \quad \frac{L}{B} = 1 : 1{\cdot}20.$$

Sind in einem Kupfer die mittleren Korndimensionen sehr ungleichmäßig, so daß die Mittelwerte für L und B 200 μ überschreiten, so fängt es an, grobkörnig zu werden. Überhitzung tritt erst ein, sobald $\frac{L}{B} < 1$ wird.

Das Spezialkupfer kennzeichnet sich meistens durch feines Korn, L = 30—40 μ.

III. Einformen durch Impfung.

Nach E. Cohen kann man kaltgestreckte Metalle durch Kontakt mit ausgeglühtem Metall zur Rekristallisation (Einformen) bringen.

Das forcierte Metall soll sich also durch Impfen schneller einformen lassen als unter gewöhnlichen Umständen (Infektion).

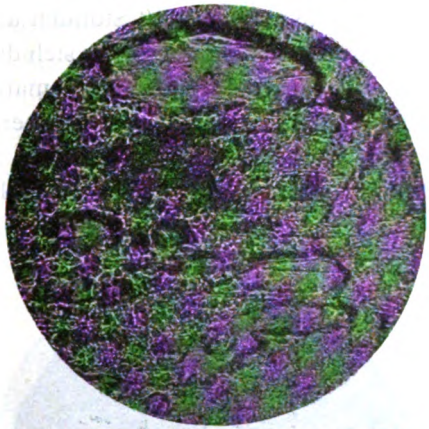
Ein Stück Trolleydraht wurde der Länge nach durchgesägt und die eine Hälfte ausgeglüht. Nach Polieren und Ätzung mit Ammon wurden die sorgfältig gereinigten polierten Flächen mittels Klemmschrauben aufeinandergedrückt und zu verschiedenen Temperaturen erhitzt. Zur Kontrolle wurde ein Stückchen desselben Drahtes zu gleicher Zeit miterhitzt.

Erwärmt man 40 Stunden bis 160° C, so zeigen die Oberflächen Anlauffarben (gelbrot). In dem gestreckten Metall sieht man einen Abdruck des Kristallgebildes der angelassenen Hälfte. Vorsichtige Ätzung mit Ammon bringt in dem gestreckten Material eine rauhe Oberfläche mit ziemlich starkem Relief hervor, und zwar

Digitized by Google

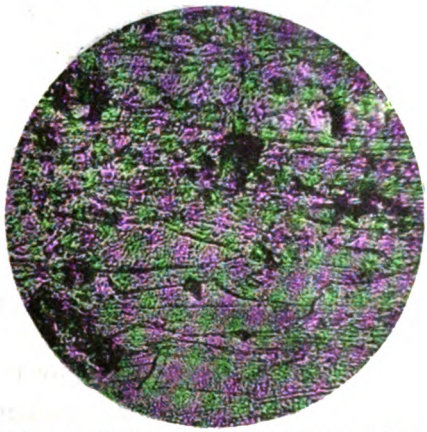
an jenen Stellen, wo sich die beiden Versuchsstücke berührt haben. In der Mittelzone ist die alte Struktur erhalten geblieben, was wohl

Abb. 3. Kaltgezogenes Kupfer.



40 Stunden auf 160° C erhitzt, in Kontakt mit ausgeglühtem Metall. (Beginnendes Einformen.) 600 ×

Abb. 4. Kaltgezogenes Kupfer.



Dieselbe Probe, nach dem Wegschleifen der oberen Schicht mit Schmirgelpapier. Tiefere Schichten vom Einformen berührt. 600 ×

einer unvollständigen Berührung der immer etwas hohlpolierten Oberflächen zuzuschreiben ist. Die faserartigen Kristalle des kalt-

Digitized by Google

bearbeiteten Metalles haben sich in kleine Körner aufgelöst. Lokal sind diese sogar eingeformt zu größeren Gebilden, welche noch die alten Umrisse der früheren Formen erkennen lassen. (Abb. 3.) Das Kontrollprobestück hat fast keine Veränderung erhalten.

Erhitzt man abermals während 40 Stunden auf 180° C, so hat das Einformen Fortschritte gemacht. Es bilden sich durch Schwindung Hohlräume in der Masse des Metalls und man kann jetzt mit Schmirgelpapier die oberen Schichten wegnehmen, ohne daß die Löcher verschwinden. (Abb. 4.) Bei 180° C (48 Stunden) wurde dieselbe Beobachtung gemacht. Die Vergleichsprobe gibt nur sehr

Abb. 5. Kaltgezogenes Kupfer.

Ohne weiteres während 48 Stunden auf 180° C erhitzt. (Nur ganz unbedeutendes Einformen.) 600 ×

schwache Andeutungen eines Einformens. Die Kontaktprobe zeigt rohe Oberfläche und Einformen. (Abb. 5 und 6.) Ein Versuch bei 145° C gab dasselbe Resultat.

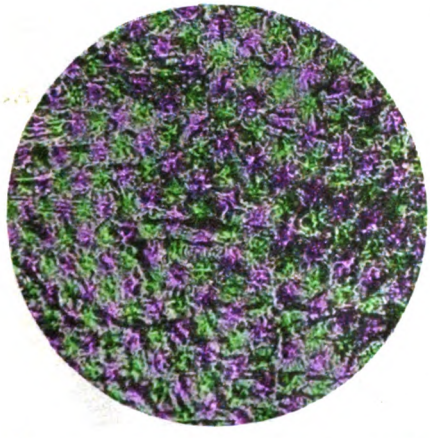
Wiederholt man den Versuch bei 180° C, wobei jedoch die Oberflächen mit Mineralöl eingefettet werden, so tritt nach 48stündiger Erwärmung kein Einformen ein. Der Einfluß des Kontaktes ist somit bewiesen, das kaltgestreckte Metall zeigt in diesem Falle in einer bestimmten Zeit bereits Einformen des Gefüges bei Temperaturen, bei denen dieses sonst nicht eintritt.

Den heutigen Ansichten gemäß ist ein passender Elektrolyt imstande, das Einformen zu befördern, wie dies beim Blei bekannt ist.

Digitized by Google

Beim Kupfer wurde folgendes beobachtet: Ätzt man ein Stück kaltgestreckten Trolleydrahtes mit sehr verdünntem Ammon (etwa 1%ige) während 30 Tage, so bildet sich eine schwarze Kupferoxydhaut. Löst man diese schnell in verdünnter Salpetersäure, so hat man das Bild eines Metalles aus kleinen runden Individuen zusammengesetzt. Schleift man die Schicht weg, so tritt die Faserstruktur nach erneutem Polieren wieder auf. Die Umformung dringt also nicht in die tieferen Schichten ein. Der Elektrolyt löst die Faserform der gestreckten Kristalle nur oberflächlich auf.

Abb. 6. Kaltgezogenes Kupfer.



Dasselbe Material, aber erhitzt auf 180° C in Kontakt mit ausgeglühtem Kupfer. Einformen sehr deutlich. 600 ×

IV. Sauerstoff in Kupfer.

Bekanntlich tritt in gegossenem Kupfer das Oxydul in Form des Eutektikums auf.

Eine Ausnahme macht arsenhaltiges Kupfer, welches, falls O-haltig, den Sauerstoff als Arsenat enthält und welches später zu berücksichtigen ist.

Verschmiedet man einen gegossenen Würfel von mit 0·52% O-Gehalt und 5 cm Kantenlänge, so werden die Kristalle bei fortschreitender Formgebung allmählich kleiner, während das Eutektikum sich gleichfalls durch die Metallmasse verbreitet. Bei einem Viertel der ursprünglichen Dicke folgt das Eutektikum nicht mehr den Um-

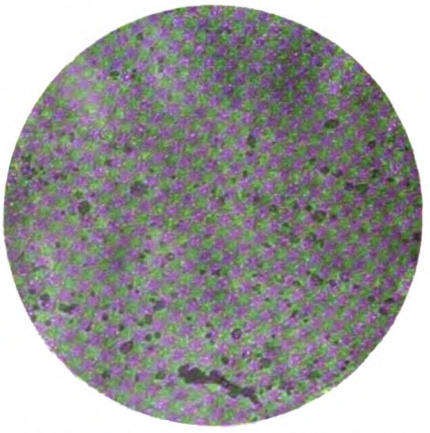
Digitized by Google

rissen der Kristalle (Abb. 7); bei einem Achtel der Dicke fängt es an, sich in einzelne Körner aufzulösen. Erhitzt man ein gegossenes eutektikumhältiges Kupfer unter langsamer Abkühlung, so zeigt sich

Abb. 7. Gegossenes Kupfer.

Stark oxydulhältig, verschmiedet zu einem Viertel der ursprünglichen Dicke. 325 ×

Abb. 8. Gegossenes Kupfer.



Während acht Stunden auf 800° C erhitzt. Beginnendes Zusammenballen der Oxydulkörner. 325 ×

bis 700° C keine Veränderung. Während acht Stunden auf 800° C im Kohlensäurestrom erhitzt, fängt das Oxydul an, sich zusammenzuballen, es bilden sich winzige Körner von Oxydul. (Abb. 8.)

Digitized by Google

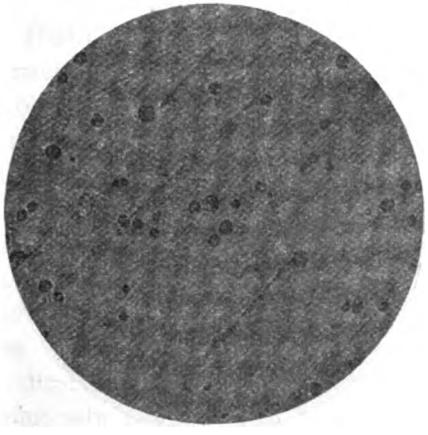
Bei 960° C wird bereits nach zehn Minuten diese Umwandlung deutlicher und bei 1025° C bilden sich grobe Oxyduleinschlüsse. (Abb. 9.)

Schreckt man die auf 1025° C erhitzte Probe in kaltem Wasser ab, so tritt dieselbe Erscheinung auf. Schmilzt man nunmehr das Metall, so bildet sich wiederum Eutektikum.

Erhitzt man ein Probestück gegossenen Kupfers 30 Tage auf 450° C, so ist das Zusammenballen der kleinen Oxydulkörperchen noch äußerst geringfügig.

Das Oxydul besitzt also die Neigung zum Einformen, welche Neigung sich mit sinkender Temperatur schnell vermindert.

Abb. 9. Gegossenes Kupfer.



Zehn Minuten auf 1050° C erhitzt. Völliges Zusammenballen der Oxydulkörner. 325 ×

Nach dem Sauerstoffgehalt läßt sich das in der Technik verwendete Kupferblech in zwei Gruppen einteilen.

a) O-freies Metall. Durch Zn, Mn, Sn usw. fast völlig von O befreit. Gewichtsanalytisch findet man in diesen Sorten 0-0·007% O (Spezialkupfer) (Heckmann).

In Arsen-Nickelraffinade kommen noch Oxyduleinschlüsse vor, in Spezialkupfer treten diese sehr spärlich auf.

b) Sauerstoffhaltiges Metall. Der übliche O-Gehalt schwankt von 0·06—0·11%, ist meistens 0·08—0·10%.

Ist Arsen vorhanden, so ist dies keine Garantie für Abwesenheit des Sauerstoffes. Dieser kann als Arseniat auftreten,

Digitized by Google

welches die Kristalle umsäumt; solches Kupfer enthält bisweilen 0·51% Sauerstoff.

Beim Verbrennen des Kupfers verlieren die Kristalle ihre geraden Kanten, es bildet sich ein krummliniges Netzwerk und das Oxydul häuft sich an den Umrissen der Kristalle an. Verbranntes Kupfer hat jedoch nicht immer hohen Sauerstoffgehalt. Schon bei 0·10% kann es völlig verbrannt sein. Überhitzt man Kupfer ohne Luftzutritt, so wird ebenfalls das Kristallgebilde krummlinig.

V. Gleitlinien und Spalten.

Gleitlinien kommen beim Kupfer selten vor. Bis jetzt habe ich dieselben nur bei arsenhaltigem und beim Spezialkupfer

Abb. 10.

Kurze Spaltrisse in Spezialkupfer (oxydulfrei). Heckmann. 325 ×

beobachtet. Bei kaltgezogenem Draht aus Cu mit 0·02% Si treten sie gar nicht auf.

In Spezialkupfer und auch in kaltgezogenem Draht treten Spalten auf, parallel mit der Walzrichtung. (Abb. 10.) Diese sind nicht zu verwechseln mit jenen Hohlräumen, welche beim Ätzpolieren durch Ausbröckeln der Oxyduleinschlüsse entstehen.

Auch stehen beim Spezialkupfer die Randkristalle vielfach senkrecht zur Walzrichtung. Das Spezialkupfer erscheint also wie unter Ausglühen kaltgewalzt, worauf auch in einer Mitteilung „Heckmanns“ in den Diskussionen der Kommission: 38 des V. Kongresses hingewiesen wird. (4.)

Digitized by Google

Schlußfolgerungen.

1. Nennt man L die mittlere Länge und B die mittlere Breite eines Metallkorns in der Kernzone eines Längenschnittes eines Metalles, so gilt für normales Kupferblech für Feuerbüchsen:

$$L < 100\ \mu,\ B < 100\ \mu \text{ und } L : B = 1{\cdot}0 : 1{\cdot}2.$$

Kupferbleche von etwa 10 mm Dicke erscheinen grobkörnig, sobald die Mittelwerte mehr als 200 μ messen.

In überhitztem Blech messen die Körner oft 500 μ, indem $L : B < 1$ wird.

In kaltgestrecktem Kupferdraht ist $L : B = 1{\cdot}2-4$.

2. Kaltgezogenes Kupfer wird durch langdauernde Erhitzung bei 100° C schon eingeformt, indem die faserartigen Kristalle sich in darauf senkrecht stehende Individuen umlagern.

Kontakt mit normal gebautem Kupfer veranlaßt schon in kurzer Zeit bei 105° C Beginn des Einformens. (Infektion der Forcierkrankheit nach E. Cohen.)

Die Frage, ob Kupfer durch lang fortgesetzte Erhitzung bei verhältnismäßig niedriger Temperatur den Bau eines überhitzten Metalles annehmen kann, muß bejahend beantwortet werden.

3. Einwirkung eines verdünnten Elektrolyten bringt in kaltgezogenem Kupfer oberflächliches Einformen zustande.

4. Das Kupferoxydul, in gegossenem Kupfer auftretend, besitzt Neigung zum Einformen, welche von Heißbearbeitung unterstützt wird. Die Körner ballen sich zu größeren Individuen zusammen. Bei 1050° C ist diese Neigung lebhaft, bei niedriger Temperatur sinkt diese Neigung sehr rasch.

5. Gleitlinien (Ewing) treten beim Kupferblech in der Regel nicht auf, sie sind nur beim Spezialkupfer und bei arsenreichem Material, nicht in kaltgezogenem Metalle beobachtet worden.

6. Der Bau des Spezialkupfers zeigt eine Struktur wie beim Kaltwalzen unter Ausglühen.

Literatur.

1. Henry M. Howe. Intern. Zeitschrift für Metallographie. II, S. 24.

2. E. Heyn. Mitt. Kongress Budapest 1901. Kleinere Mitteilungen usw. Seite 18.

3. Grard. Revue de Métallurgie. Oktober 1909.

4. Protokoll des V. Kongresses 1909. Diskussionen der Kommission 38.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II 15

DIE INDUSTRIELLE ANWENDUNG DER MIKROSKOPISCHEN METALLOGRAPHIE ZUR KONTROLLE DER BEARBEITUNG VON KUPFER- UND MESSING.

Von **C. Grard,** Capitaine, Paris.

(Übersetzt von Ing. J. Fleischmann.)

Die den Gegenstand dieser Studie bildenden Messingarten sind solche erster Qualität, d. h. gut kalt hämmerbar, brüchig und warmbrüchig.

Zweck der vorliegenden Arbeit war es, durch eine möglichst genaue Bestimmung der Härtung, durch sehr genaue Messung der Härtungstemperaturen, durch eine bis in die Einzelheiten gehende und an Hand von mechanischen Versuchen überprüfte mikrographische Analyse für die verschiedenen industriellen Herstellungsmethoden eine wissenschaftlichere und demgemäß auch zuverlässigere Grundlage zu schaffen.

Arten der angewendeten Versuchsverfahren.

1. Zerreiß-Probestäbe.

Probestäbe. Die verwendeten Probestäbe hatten die folgenden Dimensionen:

Messing 67/33	Stäbe	von	6	mm	Stärke,	10	mm	Breite,	100	mm Markenentfernung
	„	„	0·3	„	„	14	„	„	100	„ „
Messing 90/10	„	„	2	„	„	10	„	„	100	„ „
Kupfer	„	„	2	„	„	10	„	„	100	„ „

Bei allen Probestäben war stets einer der beiden Einspannköpfe etwas länger als der andere gehalten, um diesem nach den einzelnen Behandlungen und vor der Zugprobe eine mikrographische Probe entnehmen zu können.

Digitized by Google

Kalthärtung (Kaltreckung). Die auf die bestimmten Abmessungen gebrachten Probestäbe besaßen genau bestimmte Härtung, wie dies noch später auseinandergesetzt werden wird. Zwecks Erzielung der Härtung wurden hintereinander Kaltwalzungen, ohne Ausglühungsvorgänge einzuschalten, vorgenommen.

Ausglühen. Das Ausglühen wurde in folgender Weise bewerkstelligt:

1. Ausglühen unter 650°. Ausglühen von 200° an bis zu 650° wurde in einem Bade durchgeführt, welches aus einer auf Gas erhitzten, zu gleichen Teilen aus Salpeter und Natronsalpeter zusammengesetzten Mischung bestand.

Die Temperatur wurde zwischen 200° und 360° mit Hilfe eines Quecksilberthermometers, von 360° bis 650° auf fünf Grade genau mit einem Pyrogalvanometer von Siemens & Halske gemessen.

2. Ausglühen über 650°. Die Ausglühungen über 650° wurden in einem mit Gasheizung ausgestatteten Muffelofen durchgeführt. Auch hier wurde die Temperatur mit einem Galvanometer von Siemens & Halske gemessen. Das Ausglühen in diesem Ofen wurde übrigens schon bei 600° begonnen, um auch mit den früheren Ausglühversuchen gemeinsame Temperaturen zu haben und derart einen Übergang zwischen den beiden Arten des Ausglühens herstellen zu können.

Nach Durchführung der verschiedenen Behandlungen (Kaltreckung, Ausglühung, Härtung) wurden die Stäbe der Zerreißprobe unterworfen, die mikrographische Probe abgeschnitten und der mikrographischen Prüfung unterzogen.

Zerreißmaschinen. Für die größeren Probestäbe wurde eine vertikale Zerreißmaschine von 20000 kg für direkte Belastungskontrolle verwendet, ferner kamen Maschinen mit Belastungen von 5000, 1000 und 500 kg in Anwendung, die entweder mit direkter Belastungskontrolle versehen oder mit Dynamometern tariert waren, die an Maschinen mit direkter Belastungskontrolle geprüft wurden.

Die Elastizitätsgrenze war speziell Gegenstand genauester Messungen mittelst einer auf dem Bett einer horizontalen Zerreißmaschine befestigten kathetometrischen Einrichtung.

Es konnte demnach mit großer Genauigkeit

1. die Elastizitätsgrenze,
2. die elastische Dehnung

Digitized by Google

bestimmt werden, also jene Elemente, die es ermöglichen, den Elastizitätsmodul zu errechnen.

2. Mikrographische Proben.

Das zu dem Probestab gehörige mikrographische Probestück wurde von ersterem nach beendeter Wärmebehandlung abgetrennt und mit der gleichen Nummer wie der zugehörige Probestab versehen.

Das Polieren wurde nach den Grundsätzen durchgeführt, die von Le Chatelier aufgestellt worden sind, d. h. unter Anwendung einer Suspension von sehr fein verteiltem Aluminium in Wasser.

Ätzung. Für Messing 67/33 wurde folgende Lösung genommen:

Wasser	100 cm^3
H Cl	6 cm^3
Überchlorsaures Eisen	19 g

Für Messing 90/10:

Wasser	100 cm^3
H Cl	50 cm^3
Überchlorsaures Eisen	5 g.

Die mikrographische Untersuchung und Photographie des Probestückes wurde mit Hilfe des Le Chatelierschen Mikroskopes durchgeführt. Auf solche Weise wurden in ganz besonders genauer Weise untersucht: Messing 67/33 oder Patronenmessing, Messing 90/10 und Kupfer.

1. Messing 67/33 oder Patronenmessing.

Wie aus dem Diagramm von Charpy ersichtlich, welches die Veränderungen der Bruchfestigkeit und Dehnung je nach dem Zinkgehalt zeigt, verbindet die Legierung 67/33 Festigkeit mit Hämmerbarkeit, da die größte Dehnung einem Zinkgehalt von 30% und die größte Festigkeit einem solchen von 45% entspricht.

Es steht den Messingarten der 2. Qualität sehr nahe, da es einen für Messing der 1. Qualität zu hohen Zinkgehalt besitzt. Seine Gestehungskosten sind infolgedessen geringer als jene der übrigen verwendbaren Legierungen der ersten Kategorie, die reicher an Kupfer sind.

Das bei diesen Proben verwendete Messing war ein solches, daß es den Übernahmsbedingungen entsprach, die für Messing 67/33

Digitized by Google

im Bedingnisheft für Messinglieferungen des Militärdepartements vorgesehen sind, und zwar:

Zulässige Toleranz des Feingehaltes $= \pm 0{\cdot}6$.

Verunreinigungen $< 0{\cdot}45\%$; ein einzelner fremder Bestandteil darf höchstens die Hälfte dieser Zahl erreichen.

Charakteristische Werte der mechanischen Eigenschaften:

$$36{\cdot}6 \text{ kg} < F \leqslant 34 \text{ kg}$$
$$D \geqslant 57\%,$$

wobei jedoch niemals $15\,F + 6\,D < 812$ sein darf.

Zustand der Kalthärtung. Das vollständig geglühte Messing besitzt eine mit Null definierbare Härtung. Die Erklärung für den Zustand des vollkommenen Ausglühens folgt später.

Gehärtet wurden die Stäbe durch allmähliches Durchlaufen durch ein kräftiges Zahnrad-Walzwerk. Sie wurden hierbei auf folgende Maße gebracht:

Breite $= 14$ mm
Dicke $= 6$ mm.

Die Härtung wurde bestimmt durch die Querschnittsveränderung in Quadratmillimeter.

Wenn S den ursprünglichen Querschnitt des Stabes und s den schließlichen Querschnitt des Stabes darstellen, so erhält man den Wert der Härtung nach folgender Formel

$$\text{Kalthärtung (Kaltreckung)} = \frac{S - s}{s} \times 100,$$

wobei sich eine Härtungsziffer von 100 ergibt, sobald der Endquerschnitt die Hälfte des Anfangsquerschnittes erreicht.

Selbstverständlich ist diese Definition eine willkürliche. Die Härtungsprozente, die derart eine Funktion der Formveränderungen darstellen, präjudizieren in keiner Weise den Wert der mechanischen Eigenschaften. Dieser kann sich in Wirklichkeit gleich bleiben, während die Formveränderungen, d. h. die Härtungsprozente zunehmen.

Nach der auf solche Weise bestimmten Härtung wurden die Stäbe durch Bearbeitung auf folgende Dimensionen gebracht:

Köpfe 14 mm × 6 mm
Stabteil 10 mm × 6 mm.

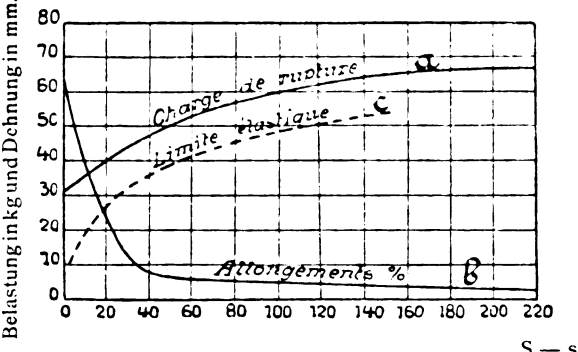
Nachdem nun die Stäbe den erforderlichen Wärmebehandlungen unterzogen worden waren, wurden mit ihnen die Zug- und mikrographischen Proben durchgeführt.

Digitized by Google

Bei Untersuchung der Messingarten von geringer Stärke wurde das gleiche Verfahren beobachtet und hiebei die Stäbe durch methodische Walzungen, welche es ermöglichten, die Größe der Härtung zu bestimmen, auf eine Stärke von 0·3 gebracht.

Veränderung der Eigenschaften von Patronenmessing in Beziehung zu den verschiedenartigen Härtungen. Es wurde versucht, das Gesetz aufzufinden, nach welchem sich die Veränderungen der mechanischen und mikrographischen Eigenschaften von Messing 67/33 mit Bezug auf verschiedenartige Härtungen vollziehen. Das Gesetz dieser Veränderungen ist im

Veränderung der mechanischen Eigenschaften von Messing 67/33 in Beziehung zu den verschiedenartigen Härtungen.



Härtung berechnet nach der Querschnittdifferenz pro mm² $\frac{S - s}{s} \times 100$.

a = Bruchlast,
b = Dehnung,
c = Elastizitätsgrenze.

Fig 1.

Diagramm (Fig. 1) dargestellt. Man ersieht daraus, daß eine Härtung von 40% die Dehnung des Messings nahezu vollständig zerstört.

Bei einer Härtung von 200% aufwärts erfolgt nur eine auf die mechanischen Eigenschaften gänzlich unwirksame Veränderung. Man riskiert aber hiebei, wie konstatiert wurde, die Legierung zu zerstören und zu spalten.

Veränderungen des mikrographischen Aussehens mit der Kalthärtung. In vollständig geglühtem Zustande zeigt die Legierung sehr charakteristische, oktaedrische Kristalle. Diese Kristalle werden durch die Kalthärtung gebrochen. Wenn diese durch Walzen erfolgt, kann man von Härtungen in der Höhe von

Digitized by Google

ungefähr 40% angefangen sehr deutlich die Walzrichtung durch die Art der Verlängerung der Kristalle erkennen.

Dann verflachen sich die Kristalle und formen sich von ungefähr 150%iger Härtung an zu langen dünnen Streifen um. Bei sehr energischen Härtungen endlich, die sich übrigens mit der

Veränderung der mechanischen Eigenschaften von Messing 67/33 mit den Glühtemperaturen.

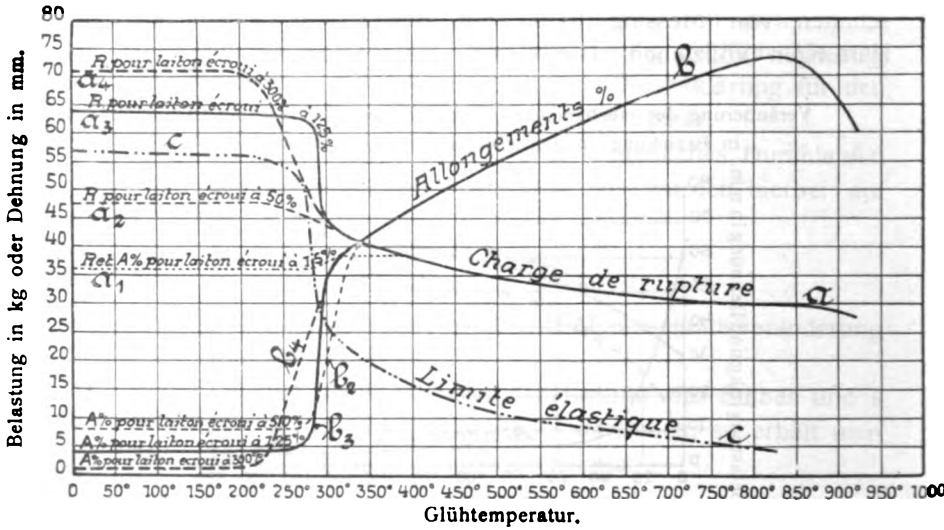


Fig. 2.

a = Bruchbelastung,
a_1 = Festigkeit und Dehnung für Messing auf 15% kalt gehärtet,
a_2 = Festigkeit für Messing auf 50% kalt gehärtet,
a_3 = „ „ „ „ 125% „ „
a_4 = „ „ „ „ 300% „ „
b = Dehnungen %,
b_2 = Dehnung für Messing auf 50% gehärtet,
b_3 = „ „ „ „ 125% „
b_4 = „ „ „ „ 300% „
c = Elastizitätsgrenze.

Erhaltung der Legierung nicht vereinbaren lassen, lösen sich diese Streifen in weiße Punkte auf.

Veränderungen der mechanischen Eigenschaften und des mikrographischen Aussehens von Patronenmessing in Beziehung zu den Glühtemperaturen. Die Stäbe besaßen eine Härtung von 125%.

Digitized by Google

Das Ausglühen wurde nach den angegebenen Bedingungen durchgeführt, und zwar mit je zwei Stäben für jede Glühtemperatur.

Von 100° bis 400° variierten die Temperaturen, auf welche die Stäbe gebracht wurden von 10° zu 10°.

Von 400° bis 800° wurden Temperaturveränderungen von 20° zu 20° vorgenommen.

Von 800° bis 920° fanden Temperaturveränderungen von 25° zu 25° statt.

Die Stäbe wurden während 30 Minuten im Ofen belassen.

Veränderungen der mechanischen Eigenschaften mit dem Ausglühen. Das Diagramm (Fig. 2) zeigt das „Gesetz" der Veränderungen der mechanischen Eigenschaften des Patronenmessings mit den Glühtemperaturen.

Die nähere Beobachtung dieses Diagrammes läßt fünf Zonen unterscheiden.

1. Zone von 0 bis ungefähr 250° oder Zone der vollkommenen Härtung. Bei dieser Zone sind die Dehnungen sehr geringe und die Festigkeiten doppelt so groß wie jene von geglühtem Messing. Der Einfluß der erhöhten Temperatur ist in dieser Zone gleich Null.

2. Zone von 250° bis 350° oder Zone der Entspannung. Die Eigenschaften ändern sich ganz plötzlich. Das Messing hat sich sozusagen entspannt.

3. Zone von 350° bis ungefähr 750°. In dieser Zone verändern sich die Eigenschaften langsam. Es ist dies jene Zone, in welcher das in der vorherigen Zone entspannte Messing in den vollständig geglühten Zustand übergeht, der später noch näher definiert werden wird.

4. Zone von 750° bis ungefähr 830°. Dies ist die Zone des vollkommenen Ausglühens. In dieser Zone bleibt der Grad des Ausglühens — soweit wahrnehmbar — konstant, d. h. es bleiben die Eigenschaften der Legierung die gleichen, unabhängig davon, bei welcher in dieser Zone liegenden Temperatur man dieselbe ausglüht.

5. Zone von 830° bis zur Schmelztemperatur. In dieser Zone vermindert sich sowohl die Bruchfestigkeit wie auch die Dehnung. Die Elastizitätsgrenze neigt gegen Null. Es ist dies die Zone der Biegung.

Digitized by Google

Elastizitätsmodul. Der Durchschnittswert des Elastizitätsmoduls beträgt 8000.

Veränderung des mikrographischen Aussehens mit dem Glühen:

1. Zone der vollständigen Härtung. Die oktaedrischen Kristalle erscheinen gebrochen, abgeplattet und zusammengedrückt.

2. Zone der Entspannung. Die Zone der plötzlichen Entspannung wird in betreff des mikrographischen Aussehens durch die Lage der deformierten Kristalle und durch die Erscheinung von sehr kleinen in abgesonderten Gruppen auftretenden und eng aneinandergedrückten Kristallen gekennzeichnet

3. Zone des Anlassens (Anlaßzone). Die Kristalle, deren Konturen immer genauer hervortreten, vermehren sich allmählich.

4. Zone des vollkommenen Ausglühens. Die Kristalle haben ihre größten Abmessungen angenommen.

5. Biegungszone. Diese erscheint öfters durch das Auftreten von Gasbläschen gekennzeichnet. Dann nähert sich die Legierung immer mehr der rohen Gußlegierung.

Praktische Schlußfolgerungen. Die beiden ersten Zonen sollen nie einem Endzustande des bearbeiteten Metalles entsprechen. In diesen Zonen, wo die Kristalle aneinandergedrückt und deformiert sind, befindet sich das Messing nicht in einem Zustand stabilen Gleichgewichtes.

Erst die 3. und 4. Zone entsprechen einem Endzustand und die Stellung der Legierung in der 3. Zone hängt von den mechanischen Eigenschaften ab, die man erzielen will. In der 4. Zone ist es mit Rücksicht auf Verunreinigungen angezeigt, die Glühtemperatur von 760° nicht zu überschreiten.

Die 5. Zone ist zu vermeiden. Des weiteren hat die Erfahrung gelehrt, daß es ökonomisch und für das Metall ungefährlich ist, eine starke Härtung mit hohem Ausglühen zu verbinden.

Verallgemeinerung dieser Untersuchungen. Die vorstehende Untersuchung wurde dadurch verallgemeinert, daß nicht mehr von einer 125% betragenden Härtung, sondern von Härtungen verschiedener Größe ausgegangen wurde.

Es besteht in dem Ausglühdiagramm Identität von der Anlaßzone an. Wenn die Härtung stärker ist, findet die Entspannung früher statt und umgekehrt (siehe Fig. 2).

Digitized by Google

Dynamische Härtungen. Die mit dem Stielhammer erhaltenen dynamischen Härtungen haben dieselben Resultate ergeben wie die statischen Härtungen.

Stäbe von 0·3 mm Stärke. Die mit gehärteten Stäben von 0·3 mm Stärke durchgeführten Ausglühungen haben die gleichen Zonen und ebenso die Biegungszone jenseits 650° gezeigt.

Einfluß der Glühdauer und Glühtemperatur. Die Untersuchung des Einflusses der Zeit t und der Glühtemperatur T, f (t, T) hat sehr interessante Ergebnisse geliefert, die es ermöglichen, die Faktoren t und T systematisch zu verschieben, um bestimmte Eigenschaften (Härte, Elastizitätsgrenze etc.) zu erhalten.

Man erhält auf solche Weise als Funktion der Zeit und Temperatur eine Kurve, welche die geometrische Lage derjenigen Punkte aufweist, die den Ausglühungen entsprechen, welche geeignet sind, dem Messing innerhalb jenes geometrischen Gebietes in dem die einzelnen Punkte das gleiche mikrographische Aussehen zeigen, die charakteristischen Eigenschaften zu verleihen. Solche Kurven haben bei der Fabrikation von Messinghülsen bereits große Dienste geleistet.

Die Mikrographie bietet derart ein wertvolles und oft das einzige Mittel, um zu kontrollieren, ob der erwünschte Endzustand tatsächlich erreicht wurde und ob speziell das Ausglühen hinreichend war, um das Messing aus der Zone der vollständigen Härtung oder derjenigen der Entspannung herauszuführen, d. h. mit anderen Worten, ob die Glühung das Messing in jenen Endzustand gebracht hat, der dessen Erhaltung gewährleistet.

II. Messing 90/10.

Die Untersuchung von Messing 90/10 wurde unter den gleichen Bedingungen wie jene von Patronenmessing durchgeführt. Sie ist weniger umfangreich wie die frühere, weil hiebei die bereits oben gegebene Erläuterung der Einzelvorgänge und Einzelergebnisse entfallen konnte.

Das verwendete Messing war in Drahtform von 7·32 mm Durchmesser und entsprach folgenden mechanischen Bedingungen

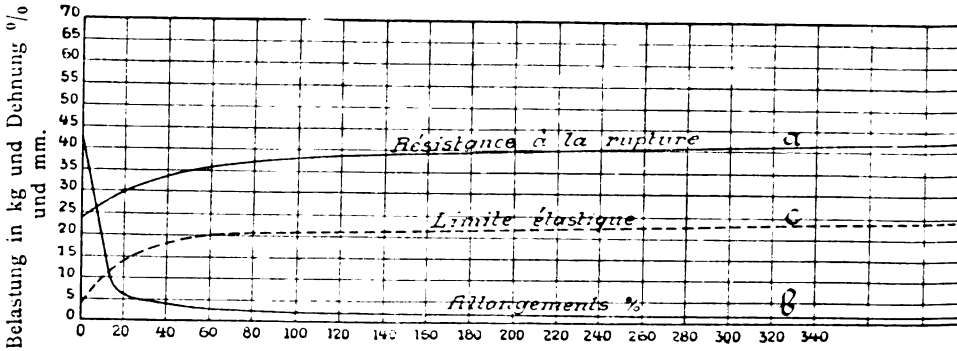
$$F > 25. \quad D > 42.$$

Veränderung der mechanischen und mikrographischen Eigenschaften von Messing 90/10 mit den ver-

Digitized by Google

schiedenen Härtungen. Die Ergebnisse der mechanischen Proben erscheinen im folgenden Diagramm (Fig. 3) zusammengefaßt.

Kalthärtungsdiagramm von Messing 90/10.



Kalthärtung berechnet nach der Querschnittsveränderung pro mm² $\left(\frac{S-s}{s} \times 100\right)$.

Fig. 3.

a = Bruchfestigkeit,
b = Dehnung %,
c = Elastizitätsgrenze.

Ausglühdiagramm von Messing 90/10.

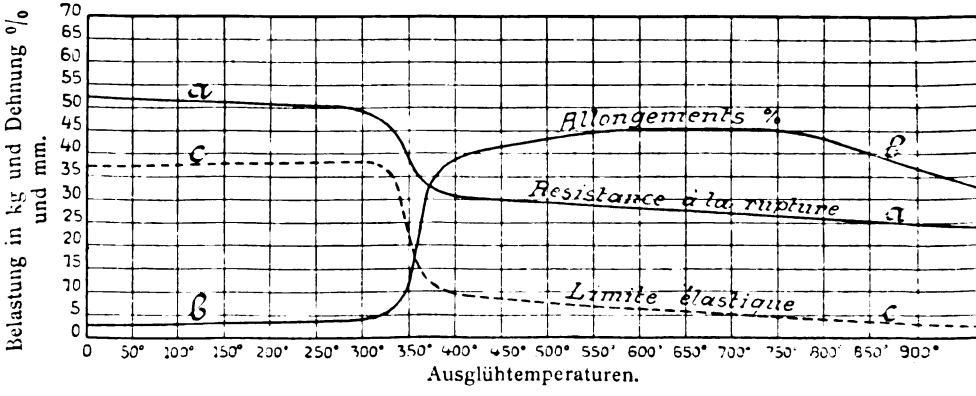


Fig. 4.

a = Bruchfestigkeit,
b = Dehnung %,
c = Elastizitätsgrenze.

Die Ergebnisse der mikrographischen Analyse sind mit jenen der mechanischen Proben vollkommen übereinstimmend.

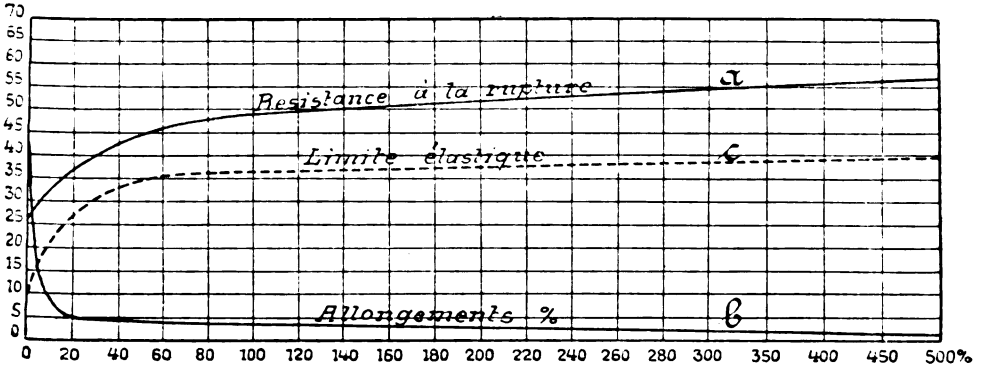
Digitized by Google

Veränderung der mechanischen und mikrographischen Eigenschaften von Messing 90/10 mit den Ausglühtemperaturen. Es wurden auch hier wieder jene fünf Zonen vorgefunden, die beim Ausglühen von Patronenmessing dargestellt erscheinen (siehe Diagramm, Fig. 4).

III. Kupfer.

Um für die Probe ein möglichst reines Kupfer zu besitzen, wurde elektrolytisches Kupfer verwendet, d. h. Kupfer, welches

Diagramm der Kalthärtungen von elektrolytischem Kupfer.



Härtung berechnet nach der Querschnittveränderung pro mm² $\left(\frac{S-s}{s} \times 100\right)$.

Fig. 5.

a = Bruchfestigkeit,
b = Dehnung %,
c = Elastizitätsgrenze.

nicht mehr als 2·5‰ fremde Bestandteile und mehr als 1·5‰ Sauerstoff enthält.

Es entsprach den folgenden mechanischen Bedingungen:

$$F \geqslant 22 \text{ kg } D \geqslant 40\%.$$

Veränderungen der mechanischen Eigenschaften und des mikrographischen Aussehens von elektrolytischem Kupfer mit den verschiedenen Härtungen. Siehe Diagramm Fig. 5.

Von 100%iger Härtung angefangen, werden Festigkeit, Elastizitätsgrenze und Dehnung durch weitere Härtung nicht mehr beeinflußt.

Digitized by Google

Nach dem mikrographischen Aussehen erscheinen die Kupferkristalle der Zone des vollkommenen Ausglühens bedeutend schwächer als jene von Messing 90/10 in der gleichen Zone.

Bei verhältnismäßig schwacher Härtung flachen sich diese Kristalle rapid ab und ein großer Teil erscheint bei einer Härtung von nicht mehr als 50% beinahe fadenförmig.

Veränderung der mechanischen und mikrographischen Eigenschaften des Kupfers mit den verschiedenartigen Glühungen. Die Ansicht des folgenden Diagrammes (Fig. 6) ermöglicht es, die bereits beschriebenen Zonen zu unterscheiden.

Ausglühdiagramm des elektrolytischen Kupfers.

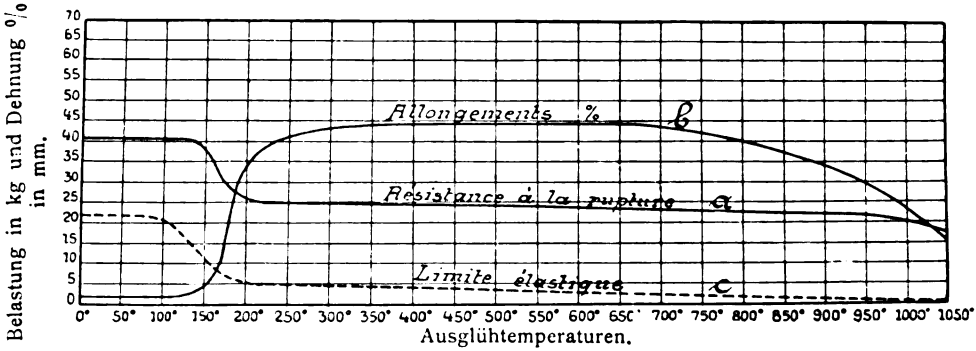


Fig. 6.

a = Bruchfestigkeit,
b = Dehnung %,
c = Elastizitätsgrenze.

Die Härtungszone ist sehr kurz. Sie ist kaum halb so groß als jene von Messing 90/10.

Vollständiges Ausglühen zeigt sich schon bei 400°.

In betreff des mikrographischen Aussehens ergibt sich, daß die Härtungsstreifen bis zu 150%, d. h. also in der Zone der vollständigen Härtung sehr deutlich sind. In der Entspannungszone verschwinden sie dann nach und nach.

In der Anlaßzone bilden sich die Kristalle; sie sind jedoch viel weniger grob als in der korrespondierenden Zone bei Messing 90/10 und demnach noch weniger als in jener von Messing 67/33.

Digitized by Google

Die Kristalle der Zone des vollständigen Ausglühens sind gleich jenen von Messing 67/33, das bei 500°, und von Messing 90/10, das bei 600° geglüht wurde.

IV. Schlußfolgerungen.

Kupfer, Messing 90/10 und Messing 67/33 sind sehr leicht kalthärtbar. Eine verhältnismäßig geringe, für jedes derselben genau bestimmte Bearbeitung verursacht, daß sie ihre Hämmerbarkeit verlieren.

Die Untersuchung des Glühens nach der Kalthärtung hat fünf genau unterscheidbare Zonen gezeigt, von welchen nur die 3. und 4. einem Endzustand entsprechen. Die Härtung hat ihre regenerierende Fähigkeit bewiesen.

Die vorstehenden Untersuchungen haben die große Bedeutung der mikrographischen Analyse als industrielles Prüfungsverfahren bewiesen.

Das Mikroskop enthält in sehr präziser Art und Weise den Molekularzustand der Legierung. Nachdem es uns zuerst das infolge der Kalthärtung (Kaltreckung) gedrückte Messing gezeigt hat, sehen wir durch das Mikroskop, wie das Messing bei Verlassen der Entspannungszone sein Gleichgewicht wiedergewinnt, dann bei Eintritt in die Anlaßzone außerordentlich feine Kristalle zeigt, die sich bis zur Zone des vollständigen Ausglühens progressiv vermehren.

Von den mikroskopischen Bildern ist jedes einzelne an bestimmte mechanische Eigenschaften und an eine ganz bestimmte Hämmerbarkeit gebunden.

Diese Grundsätze sind heute bei der Fabrikation in allgemeiner Verwendung. Man konnte auf diese Weise durch Vergleich mit mikrographischen Musterproben, die eine Art von photographischen Maßstab bilden, erkennen

1. den Durchschnittswert der dem Fabrikationsstück erteilten Härtung,

2. den Teil dieses Stückes, welcher am besten bearbeitet wurde,

3. die Veränderungen, die bei der Fabrikation angezeigt erscheinen, um eine bessere Verteilung der Arbeit zu erzielen.

4. Die Ergänzung der Arbeit, die eventuell noch bewerkstelligt werden könnte, wenn der Molekularzustand des Elementes

Digitized by Google

gegeben ist. Diese Feststellung hat oft zur Unterlassung von Ausglühungen, d. h. also zu einer Verbilligung der Erzeugung geführt.

Nach einem auf die Härtung folgenden Ausglühen und durch Vergleich mit den Musterproben der systematisch aufgestellten mikrographischen Skala kann man den Wert des Ausglühens oder des Anlassens feststellen.

Speziell für den Fall des Anlassens ist festzustellen, daß das Element bereits den Endzustand aufweist, der seine Erhaltung gewährleistet. Diese Anwendung ist eine der allerwichtigsten.

Bei der Erzeugung von Messinggegenständen kann es von Nutzen sein, wenn man dieselben ganz oder teilweise keinem vollständigen Glühen unterwirft, weil sie hiedurch zu weich werden und auch ihre Form allzu leicht veränderlich werden kann.

Es ist aber notwendig, an Hand der Mikrographie festzustellen, daß durch das Anlassen das Messing aus den Zonen der Entspannung und Härtung herausgebracht worden ist, aus Zonen, die keinem Gleichgewichtszustand der Legierung entsprechen und Risse und Spaltungen herbeiführen können. Durch diese mikrographische Prüfung ist es möglich, solchen schweren Übelständen zu begegnen, die früher den Verlust einer großen Anzahl von Arbeitsstücken im Gefolge gehabt haben.

5. Schließlich vermag man durch die mikrographische Analyse zu erkennen, ob nicht ein zu hohes Glühen die Legierung in die Biegungszone gebracht hat.

Nach alledem müssen nunmehr die empirischen Methoden den wissenschaftlichen ganz das Feld räumen. Diese letzteren allein können uns wirklich wertvolle und bleibende Resultate liefern. Es ist die wichtigste Schlußfolgerung, die sich aus der vorliegenden Studie ergibt

Digitized by Google

THE
JOHN CREAH
LIBRARY

Digitized by Google

Skala des Ausglühens von Messing (Cu = 90, Zn = 10).

Ausglühen bei verschiedenen Temperaturen nach erfolgter Härtung.

Originalplatte
R =
A% =
E =

gehärtet
R = 52
A% = 25
E = 37

200°
R = 50·5
A% = 3
E = 37·5

250°
R = 50
A% = 3·5
E = 38

300°
R = 49
A% = 14
E = 38

350°
R = 38
A% = 10
E = 23

400°
R = 30·5
A% = 39
E = 9·5

450°
R = 30
A% = 41
E = 8·5

500°
R = 29
A% = 41·5
E = 7·5

550°
R = 28·5
A% = 42
E = 7

600°
R = 28
A% = 42·5
E = 6

650°
R = 27·5
A% = 43
E = 5·5

700°
R = 26·5
A% = 43·5
E = 5

750°
R = 26
A% = 43·5
E = 4·5

800°
R = 25·5
A% = 42·5
E = 4

850°
R = 25
A% = 40
E = 3·5

900°
R = 24·5
A% = 37
E = 3

950°
R = 23·5
A% = 34
E = 2·5

1000°
R =
A% =
E =

geschmolzen
R =
A% =
E =

Digitized by Google

Skala des Ausglühens von elektrolytischem Kupfer.

Ausglühen bei verschiedenen Temperaturen nach erfolgter Härtung.

Originalplatte
R = 24
A% = 44
E = 3

gehärtet
R = 40
A% = 25
E = 22

100°
R = 40
A% = 2·5
E = 22

125°
R = 40
A% = 2·5
E = 20

150°
R = 37
A% = 4
E = 11

175°
R = 30
A% = 15
E = 7

200°
R = 26
A% = 33
E = 6

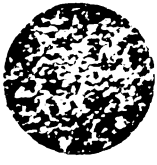
250°
R = 25
A% = 41
E = 5

300°
R = 25
A% = 43
E = 4·5

400°
R = 24·5
A% = 44·5
E = 4

500°
R = 24
A% = 44·5
E = 3·5

600°
R = 24
A% = 44·5
E = 3



700°
R = 23
A% = 44
E = 2·5

750°
R = 23
A% = 42
E = 2

800°
R = 22·5
A% = 40
E = 1·5

850°
R = 22
A% = 37
E = 1

900°
R = 22
A% = 34
E = 1

950°
R = 21·5
A% = 30
E = 1

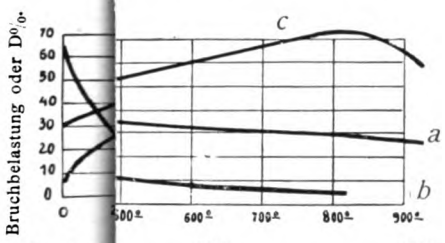
1000°
R = 20·5
A% = 24
E = 0·5

1050°
R = 18
A% = 15
E = 0·5

Digitized by Google

THE
JOHN CREBAR
LIBRARY

Digitized by Google



Originaly

R =

A%=

625°
R = 32·2
A% = 63·5
E = 8

650°
R = 31·8
A% = 65
E = 7·5

27

R =

A%=

725°
R = 30·6
A% = 69·5
E = 6·2

750°
R = 30·4
A% = 70·4
E = 5·8

37

R

A%

825°
R = 30
A% = 73
E = 4·5

850°
R = 29·8
A% = 72·5

R

A%=

920°
R = 27·6
A% = 59

Rohguß
R =
A% =

Digitized by Google

THE
JOHN CRERAR
LIBRARY

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II16

EXPERIMENTALPROBEN MIT WEISSMETALLEN FÜR MASCHINEN.

Von **Nino Pecoraro,**

Maggiore Ingegnere presso la direzione delle Costruziosi navali, Spezia.

(Übersetzt von B. Fleischmann.)

1. Unter den bei Maschinenkonstruktionen Verwendung findenden Legierungen kommt eine besondere Bedeutung den sogenannten Antifriktionslegierungen oder Weißmetallen zu, die bei den Achslagern, den verschiedenen Gelenken der Bewegungsübertragungen, bei Führungen etc. angewendet werden. Der größte Teil dieser Legierungen enthält als Hauptbestandteil Zinn mit Beimischung von Antimon, Kupfer, manchmal von Quecksilber und kleinen Mengen von Blei, doch werden auch nicht selten Legierungen verwendet, deren Hauptbestandteil Blei ist, wie schließlich in vereinzelten Fällen auch solche, die zum größten Teile Zink enthalten.

Für die Wahl eines Antifriktionsmetalles müssen vor allem die speziellen Funktionsbedingungen ausschlaggebend sein, unter welchen das Metall seine Verwendung findet. Es muß demgegenüber Rücksicht genommen werden auf die Gesamtheit der ausgeübten spezifischen Druckwirkungen, auf die Geschwindigkeit des Oberflächenkontaktes, auf die Schmierungsart, auf die mehr oder weniger wahrscheinliche Häufigkeit von Stößen oder sonstigen plötzlichen Kraftveränderungen usw. Des weiteren ist zu berücksichtigen die Eignung zur Reibungsverminderung, die leichte Verwendbarkeit, die Bildsamkeit — letztere deshalb, weil das Metall die Zapfenlager ausfüllen muß — der Abnützungswiderstand, die Kosten etc. Man ersieht aus der bloßen Aufzählung der Bedingungen, welchen ein Antifriktionsmetall in jedem bestimmten Falle zu entsprechen hat, die

Digitized by Google

bedeutenden Schwierigkeiten, denen man bei der Auswahl einer, den fallweise zu stellenden Anforderungen möglichst gut entsprechenden Legierung begegnet. Eine solche Auswahl kann nur auf Grund der Ergebnisse von Versuchen getroffen werden, die nicht nur sehr zahlreich sein müssen, um in jedem einzelnen Falle die charakteristischen Eigenschaften des betreffenden Metalles festzustellen, sondern ihrer Natur nach auch sehr schwer durchzuführen sind, weil sich bei denselben in sehr bedeutendem Maße die manchmal kaum bestimmbare Wirkung der Verschiedenheiten in den bezüglichen Versuchsbedingungen fühlbar machen kann. Hiebei muß noch bemerkt werden, daß die Durchführung dieser Versuche recht kostspielige Maschinen erfordert, für deren Betrieb auch nicht jede mechanische Konstruktionswerkstätte eingerichtet ist. Deshalb wird auch in vielen Fällen die Wahl der für einen bestimmten Zweck am besten geeigneten Qualität von Weißmetall lediglich an Hand der Erfahrung, der langen und wertvollen Erfahrung der Praktiker, getroffen, indem hiebei jedoch hinsichtlich Zurichtung und Anwendung des Metalles strenge und genaue Normen befolgt werden, deren Ergebnis allerdings manchmal bei Versuchen enttäuscht.

Bei der königlich italienischen Marine, die im Arsenal zu Spezia ein mit zahlreichen Versuchsmaschinen und sonstigen Behelfen für Materialerprobung reich ausgestattetes Experimental-Laboratorium besitzt, werden die Antifriktionslegierungen systematischen Laboratoriumsproben unterworfen, die in großer Anzahl der jedesmaligen Verwendung vorangehen. Der vorliegende Bericht, dessen Veröffentlichung vom Marineministerium gestattet wurde, schildert eine Reihe solcher in Spezia durchgeführten Versuche.

Die erprobten Metalle wurden in zwei Gruppen geteilt: Die erste umfaßt Legierungen, welche ausschließlich aus Zinn, Kupfer und Antimon in verschiedenen Zusammensetzungsverhältnissen bestehen, jedoch in allen Fällen einen hohen, zwischen 80 und 89·3% variierenden Zinngehalt aufweisen. Bei diesen Legierungen variiert der Antimongehalt zwischen 8 und 17·4%, jener an Kupfer zwischen 1·78 bis 8%. Die zu dieser Gruppe gehörenden sieben Legierungen wurden mit den Buchstaben

E, F, G, I, M, N, P

bezeichnet.

Der zweiten Gruppe gehören jene Legierungen an, deren Zusammensetzung eine weniger allgemeine und etwas kompliziertere

Digitized by Google

ist. Eine derselben besteht aus Zinn, Kupfer und Quecksilber (6%); andere wieder aus Zinn, Kupfer, Antimon, Blei und Zink mit sehr geringen Mengen von Eisen, wobei zwei derselben besonders hohen Bleigehalt (60·2 und 79·3%) aufweisen; weitere zwei endlich enthalten

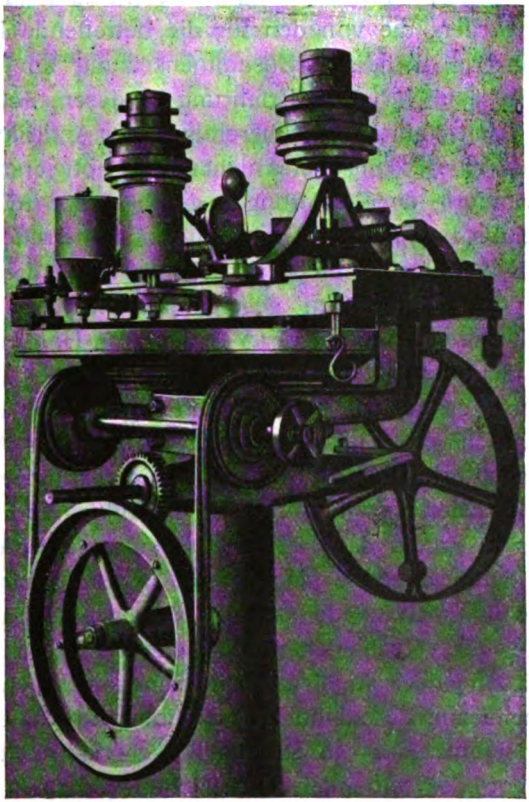


Fig. 1.

Zinn, Kupfer, Antimon und Blei. Diese zweite Gruppe umfaßt gleichfalls sieben Legierungen, die mit den Buchstaben

A, B, C, D, T, U, V

bezeichnet wurden.

Es ist überflüssig, zu bemerken, daß jede einzelne Legierung genau nach dem durch sie selbst gebotenen Vorgang hergestellt wurde.

2. Nicht selten ereignet es sich, daß ein Antifriktionsmetall, das in der Praxis bereits mit gutem Erfolge verwendet wurde, in manchen Fällen wenig zufriedenstellende, ja geradezu schlechte

Digitized by Google

Resultate zeitigt, ohne daß sich die betreffenden Arbeitsbedingungen geändert hätten oder sonst irgendwelche Änderung bei seiner Erzeugung und Anwendung eingetreten wäre. Einige praktisch geprüfte Fälle führten zu der Annahme, daß dies speziell dann vorkommen dürfte, wenn bei der Schmelzung Temperaturen angewendet wurden, die von den für die betreffende Legierung in Anbetracht ihrer besonderen Zusammensetzung am geeignetsten abweichen. Tatsächlich hat die Erfahrung bewiesen, daß ebenso wie bei der Zusammensetzung und Zubereitung jedes Antifriktionsmetalles größte Sorgfalt erforderlich ist, dies nicht minder nötig erscheint, sobald an die Verwendung der Legierungen geschritten wird, indem man dieselben behufs nachheriger Umkleidung der betreffenden Stellen einschmilzt. Es handelt sich hiebei im besonderen um die Temperatur, bei welcher die Legierungen geschmolzen werden. Eine Reihe in dieser Richtung unternommener Versuche, an Hand welcher man den Einfluß der Schmelztemperatur auf die Fähigkeit, die Reibung zu vermindern, erforschen wollte, wurde mit einer der üblichen Goodmann-Maschinen (Fig. 3) im Laboratorium des Arsenales zu Spezia durchgeführt. Die mit dieser Maschine gefundenen Resultate ermöglichen für jeden einzelnen Versuch die Anlage von Diagrammen nach Art des in Fig. 2 dargestellten, aus welchem die Größe des Reibungskoeffizienten sowie jene der im Lager erreichten Höchsttemperatur entnommen werden kann. Jede einzelne Gattung Weißmetall wurde bei verschiedenen Temperaturen geschmolzen und es wurden mit den jeder Schmelzung entnommenen Proben die erforderlichen Versuche zur Feststellung des Reibungskoeffizienten durchgeführt, wobei entweder die Drehungsgeschwindigkeit der Achse oder auch jene der reibenden Oberflächen (0·530 m/s) konstant erhalten wurde, indem man gleichzeitig den spezifischen Druck auf das Lager sukzessive von 11·72 auf 23·45 und 46·9 kg pro Quadratzentimeter erhöhte.

Während aller dieser Versuche wurde zur Schmierung ein und dieselbe Qualität amerikanischen Mineralöles (Öl für die äußere Schmierung von Schiffsmaschinen) mit einer Dichte von 0·914, einer Viskosität von zirka 29 bei 25° C und einem Flammpunkt von 200° C verwendet. Es soll auch nicht unerwähnt bleiben, daß die Art und Weise, in welcher die Schmierung bei der Goodmann-Maschine stattfindet, die Gewähr dafür bietet, daß ihre Wirkung bei den einzelnen Proben keine merklich verschiedene sein kann.

Digitized by Google

Die Ergebnisse der Versuche sind in den Fig. 3, 4 und 5 graphisch dargestellt, wobei die Diagramme in betreff der Reibungskoeffizienten und deren Beziehung zu den Schmelzungstemperaturen für jede der untersuchten Legierungsgruppen separat angeführt

Diagramme der bei den Reibungsversuchen mit der Goodmann-Maschine gefundenen Resultate.
● = spezifischer Druck auf das Lager 11·72 kg pro Quadratzentimeter.
○ = „ „ „ „ „ 23·44 „ „ „
◉ = „ „ „ „ „ 46·90 „ „ „

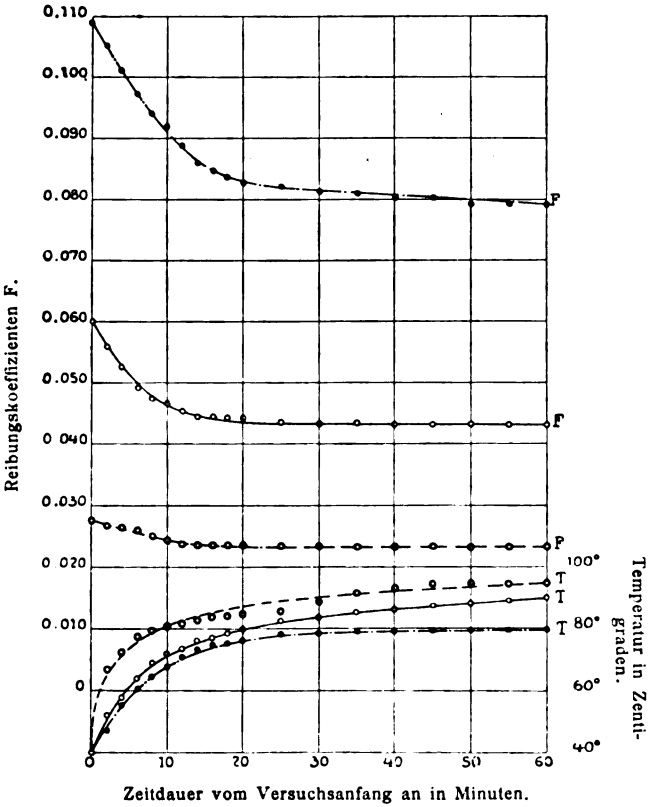


Fig. 2.

erscheinen. Zu den Angaben, die aus diesen Diagrammen entnommen werden können, dürften einige Bemerkungen von Interesse sein.

Man bemerkt vor allem, daß mit wenigen Ausnahmen die Kurvenrichtung der Reibungskoeffizienten bei den drei verschiedenen Druckbeanspruchungen, unter welchen die Versuche durchgeführt wurden, eine übereinstimmende ist, und wie wenig verschieden die

Digitized by Google

Maschinelle Erprobungen von Weißmetallen.

Diagramme der Reibungskoeffizienten als Funktion der Schmelzungstemperaturen.

Spezifischer Druck ..... 11·72 kg pro Quadratzentimeter.
Reibungsgeschwindigkeit 0·580 m/s.

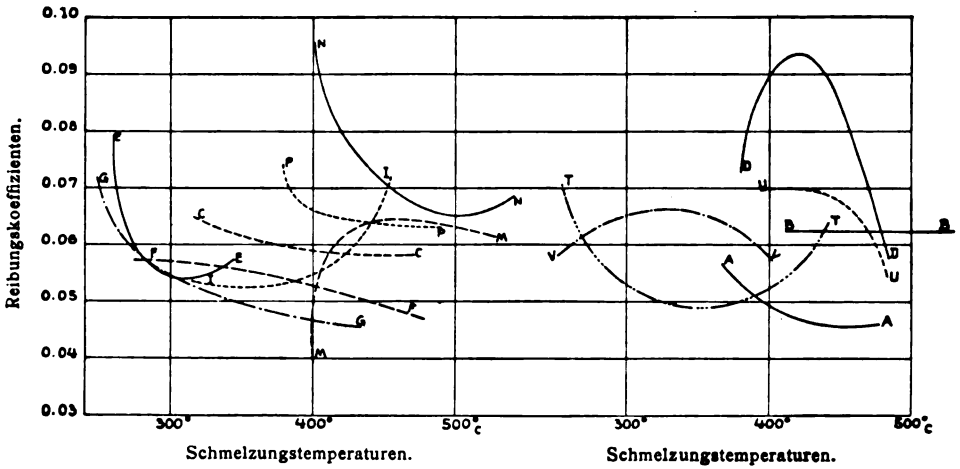


Fig. 3.

Maschinelle Untersuchungen von Weißmetallen.

Diagramme der Reibungskoeffizienten als Funktion der Schmelzungstemperaturen.

Spezifischer Druck..... 28·45 kg pro Quadratzentimeter.
Reibungsgeschwindigkeit 0·580 m/s.

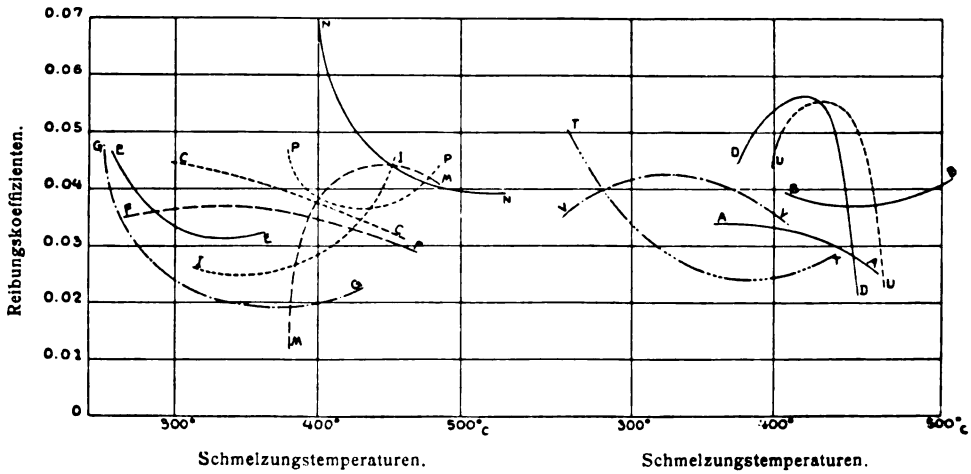


Fig. 4.

Digitized by Google

Temperaturen sind, welche sich in jedem der drei Fälle als die für die betreffenden Legierungen am entsprechendsten herausstellen. Wenn man sich gegenwärtig hält, daß den kleinen Abweichungen der Reibungskoeffizienten mit Rücksicht auf ganz unausweichliche Beobachtungsfehler keine allzu große Bedeutung zuzuschreiben ist, vermag man an Hand der Diagramme folgende Schlußfolgerungen zu ziehen:

a) Metalle der I. Gruppe. Die geeignetsten Schmelzungstemperaturen sind 440°—450° für Metall P, 320°—340° für Metall I, gegen 320° für Metall E, zwischen 380°—400° für

Maschinelle Untersuchungen von Weißmetallen.

Diagramme der Reibungskoeffizienten als Funktion der Schmelzungstemperaturen.

Spezifischer Druck..... 46·9 kg pro Quadratzentimeter.
Reibungsgeschwindigkeit 0·530 m/s.

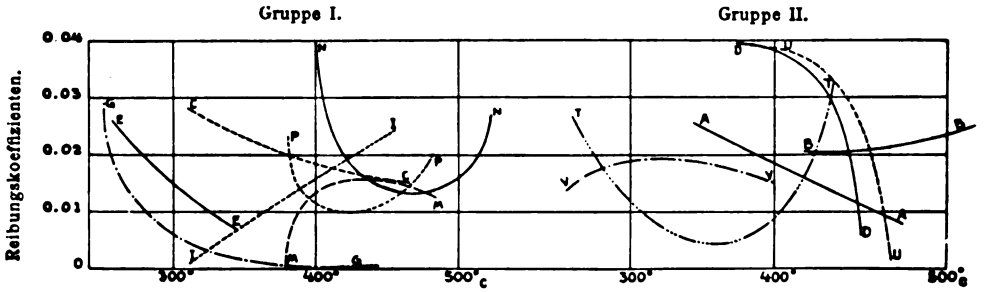


Fig. 5.

Metall M. Bei den Metallen G und N fällt der Reibungskoeffizient ziemlich rapid mit dem Steigen der Temperatur; bei ersterem liegt die geeignetste Temperatur bei 400°, bei dem zweiten zwischen 480° und 500°. Bei den Metallen C und F dagegen ist das Fallen des Reibungskoeffizienten mit dem Ansteigen der Temperatur praktisch nur unwesentlich.

b) Metalle der II. Gruppe. Bei dem Metalle B hat die Schmelzungstemperatur praktisch keinen Einfluß auf die Reibung. Dieser Einfluß ist gering bei dem Metalle V, bei dem jedoch die günstigste Temperatur bei 330° zu liegen scheint. Bei dem Metalle A verbessern sich die Verhältnisse mit dem Ansteigen der Temperatur, die günstigste Höhe derselben dürfte zwischen 480° und 500° C liegen. Die Metalle D und U zeigen gleiches Verhalten; bei ihnen ist das Abfallen des Reibungskoeffizienten

Digitized by Google

mit der Temperatur ein ziemlich rapides, für die letztere scheinen Temperaturen von 460° respektive 480° am geeignetsten zu sein.

Im allgemeinen kann man aus den Ergebnissen unschwer folgendes schließen:

a) Die Schmelzungstemperatur besitzt einen fühlbaren Einfluß auf das Verhalten eines Antifriktionsmetalles in bezug auf seine Fähigkeit, die Reibung zu vermindern.

b) Wahrscheinlich besteht für jedes Antifriktionsmetall eine Schmelzungstemperatur, die beobachtet werden muß, um die besten praktischen Ergebnisse zu erzielen. Diese Temperatur richtet sich natürlich nach der Zusammensetzung der Legierung.

c) Das Verhalten eines bei der entsprechenden Temperatur geschmolzenen Antifriktionsmetalles bleibt auch dann ein gutes, wenn innerhalb der für die Verwendung des Metalles praktisch gegebenen Grenzen der spezifische Druck, welchem dasselbe unterworfen wird, sich ändert.

Diese Ausführungen erweisen zur Genüge die Bedeutung, welche bei der Vorrichtung der mit Weißmetall ausgegossenen Lager der Verwendung guter Pyrometer zukommt, die uns die Gewißheit darüber verschaffen, daß das Metall während des Schmelzungsvorganges die richtige Temperatur besitzt. Eine zu kalte Schmelzung oder ein starkes Überhitzen des Metalles, Vorfälle, die manchmal auch dem geübtesten Auge entgehen können, vermögen in der Praxis sehr schädliche Konsequenzen nach sich zu ziehen. Es ergibt sich daher, daß unter sonst gleichen Bedingungen bei der Auswahl von Antifriktionslegierungen derjenigen der Vorzug zu geben sein wird, die gegen Verschiedenheiten der Schmelzungstemperatur weniger empfindlich ist als die anderen.

Leider scheint es kein Verfahren zu geben, welches auf rasche und billige Weise ermöglicht, die Eigenschaften eines Antifriktionsmetalles in dieser Richtung zu bestimmen. Es ist aber bei Untersuchung dieser Metalle, außer in Fällen, wo es sich um praktisch längst erprobte Legierungen oder um Fabrikate von einwandfreiem Rufe handelt, immer notwendig, derartige Laboratoriumsversuche zu machen, ehe man sich auf die Verwendung einer Legierung in größerem Maßstabe einläßt.

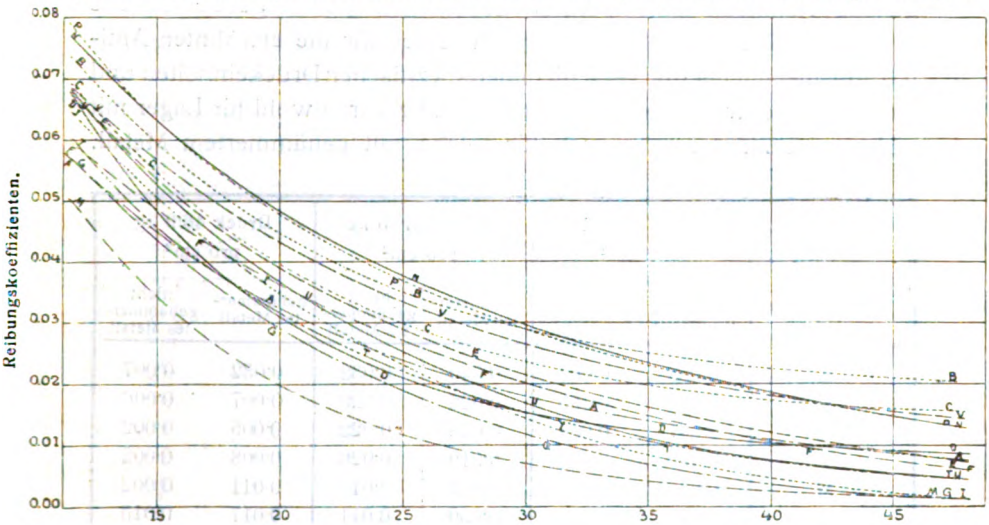
3. Aus den Erfahrungen, welche mit Proben von bei geeigneten Temperaturen geschmolzenen Antifriktionsmetallen unter verschiedenen spezifischen Druckbeanspruchungen gemacht wurden, ist es

Digitized by Google

möglich, Vergleichselemente abzuleiten, um das Verhalten dieser Metalle bei jenem Druck zu beurteilen, unter welchem dieselben zu arbeiten bestimmt sind. Dieser Vergleich kann sehr leicht an Hand von Diagrammen, wie jenen der Fig. 6, durchgeführt werden, die die Ergebnisse der mit den bereits erwähnten 14 Legierungen durchgeführten Proben zusammenfassen. Man kann daraus zum Beispiel ohne weiteres ableiten, daß die Legierung M die anderen übertrifft und daß die Legierungen M, G und I den übrigen, insbesondere

Maschinelle Untersuchungen von Weißmetallen.

Diagramme der Reibungskoeffizienten als Funktion der spezifischen Druckbeanspruchungen.



Druckbeanspruchung in Kilogramm pro Quadratzentimeter.

Fig. 6.

bei Druckbeanspruchungen, die 30 kg pro Quadratzentimeter überschreiten, überlegen sind, während wieder die Legierung D, die bei mäßigem Druck sich recht gut bewährt, bei höheren Druckbeanspruchungen aber nicht in gleicher Weise entspricht; oder daß die Legierungen N und P der Legierung B an Güte nachstehen, insolange der Druck zirka 30 kg pro Quadratzentimeter nicht überschreitet, während bei höherem Druck sich dieses Verhältnis umkehrt.

4. Die mittels der obenerwähnten Versuche geprüften Antifriktionsmetalle wurden in Zapfenlagern einfach eingegossen und sodann in üblicher Weise abgedreht und auf die Achse angepaßt. Da in der Praxis das Weißmetall nach erfolgtem Einguß in das Lager öfter

Digitized by Google

gehämmert wird, um eine größere Oberflächendichte und ein Verschließen der nicht sichtbaren Poren zu erreichen, mußte auch daran gedacht werden, ob nicht diese letztere Prozedur die Eigenschaften der Legierung in gewissem Sinne zu beeinflussen vermag, um so mehr, als derartige Legierungen in den meisten Fällen sehr bildsam sind. Es wurden daher spezielle Untersuchungen in dieser Richtung angestellt und jene Lager, bei welchen das Antifriktionsmetall in der obenbeschriebenen Weise behandelt worden war, wurden im Vergleich zu jenen geprüft, bei welchen dasselbe Metall nicht gehämmert wurde. Es wurde jedoch in beiden Fällen die gleiche Schmelzungstemperatur beobachtet. Die folgende Tabelle enthält die Werte der Reibungskoeffizienten für die erwähnten Antifriktionsmetalle bei drei verschiedenen spezifischen Druckeinheiten und gleicher Geschwindigkeit (0·530 m/s), und zwar sowohl für Lager mit nicht gehämmertem als auch für solche mit gehämmertem Metall.

Metallgattung	Druck 11·72 kg pro cm²		Druck 23·45 kg pro cm²		Druck 46·9 kg pro cm²	
	gehämmertes Metall	nicht gehämmertes Metall	gehämmertes Metall	nicht gehämmertes Metall	gehämmertes Metall	nicht gehämmertes Metall
E	0·082	0·067	0·040	0·032	0·032	0·007
F	0·060	0·059	0·026	0·029	0·007	0·006
G	0·061	0·056	0·028	0·022	0·005	0·002
I	0·059	0·064	0·019	0·026	0·008	0·002
M	0·056	0·049	0·021	0·014	0·011	0·002
N	0·086	0·076	0·050	0·041	0·017	0·013
P	0·070	0·078	0·024	0·040	—	0·013
A	0·071	0·056	0·040	0·028	0·014	0·008
B	0·064	0·073	0·043	0·038	0·026	0·020
C	0·068	0·068	0·037	0·032	0·019	0·016
D	0·066	0·066	0·022	0·023	0·007	0·009
T	0·081	0·073	0·040	0·028	0·032	0·031
U	0·080	0·067	0·040	0·028	0·020	0·005
V	0·072	0·068	0·040	0·036	0·016	0·015

Die Prüfung dieser Tabelle zeigt, daß der Vorgang des Hämmerns der Legierung auf den Reibungskoeffizienten einen nicht außer acht zu lassenden Einfluß ausübt. Dieser Einfluß ist in einigen Fällen gering, manchmal sogar gleich Null, in vielen Fällen jedoch alles

Digitized by Google

eher als verschwindend. Man kann vielmehr nach diesen Proben behaupten, daß diese Behandlung das Verhalten des Metalles nahezu immer ungünstig beeinflußt.

5. Die für einen bestimmten Zweck zu wählende Antifriktionslegierung muß unter den in Betracht kommenden Gebrauchsbedingungen nicht nur einen niedrigen Reibungskoeffizienten zeigen, sondern auch in der Lage sein, die Druckbeanspruchungen, welchen

Maschinelle Untersuchungen von Weißmetallen.

Diagramme der spezifischen Druckbelastungen als Funktion von $\frac{d}{l}$.

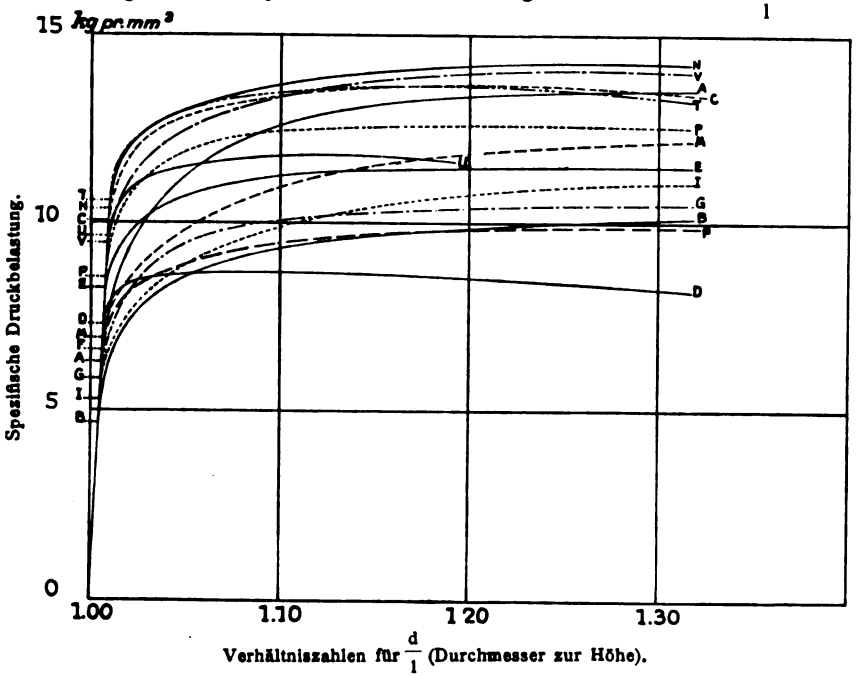


Fig. 7.

sie unterworfen wird, ohne nennenswerte Deformation auszuhalten. Abgesehen von den Reibungsversuchen, erscheint sonach auch die Notwendigkeit gegeben, den Druckwiderstand der Legierungen zu untersuchen.

Es wurden demnach dieselben Antifriktionsmetalle, von welchen oben die Rede ist, in dieser Richtung untersucht, wobei mit Zylindern von 30 mm Durchmesser und 30 mm Höhe gearbeitet wurde, deren Guß bei einer der Natur des Metalles am besten entsprechenden Temperatur erfolgte. Die spezifische Druckbeanspruchung überschritt

Digitized by Google

die für ein Antifriktionsmetall praktisch zulässigen Grenzen, um die Ergebnisse augenfälliger zu gestalten. In Fig. 7 befinden sich die auf Grund der betreffenden Versuchsergebnisse konstruierten Diagramme; die Abszissen stellen den Quotienten zwischen Durchmesser und Höhe der Zylinder bei zunehmender Belastung dar, die Ordinaten die Werte der betreffenden spezifischen Belastung. Es geht klar hervor, daß ohne bedeutende Deformation jene Metalle eine größere Druckfestigkeit zeigen, bei denen das betreffende Diagramm sich bei zunehmender Belastung merklich von der Ordinatenachse entfernt. Die Prüfung der Diagramme zeigt jedoch, daß von diesem neuen Standpunkt aus alle untersuchten Legierungen innerhalb jener Druckgrenzen, die für die praktische Verwendung gestellt erscheinen, sich gleich gut verhalten.

6. Es erschien angezeigt, den Kompressionsproben Härteproben nach der Brinellschen Methode folgen zu lassen. Antifriktionslegierungen müssen unter verschiedenen Temperaturverhältnissen arbeiten, denn die Temperatur der Lager kann von 30—40° C bis auf 70 und 80° und darüber steigen. Es schien daher von Vorteil, die Härte dieser Legierungen bei verschiedenen Temperaturen zwischen 15 und 200° C zu erproben. Die auf die verschiedenen Temperaturen bezüglichen Brinellschen Härtezahlen erscheinen in Fig. 8 angeführt. Wie ersichtlich, fällt die Härtezahl und damit die Härte ziemlich rapid mit der Temperatur; bei 15° C variiert dieselbe bei den verschiedenen erprobten Legierungen zwischen 26 und 27, während sie bei 50° auf 18 respektive 29 herabgeht. Bemerkenswert ist auch, daß manche Legierungen, wie die mit V und N bezeichneten und auch noch andere, die bis zu Temperaturen von weniger als 40—50° eine größere Härte besitzen als gewisse andere, wie z. B. die Metalle U, C und E, beim Ansteigen der Temperaturen gegenüber diesen letzteren in der Härte zurückstehen.

Vom Härtegrad dürfte aller Wahrscheinlichkeit nach die Eigenschaft eines Antifriktionsmetalles, sich mehr oder weniger abnützen, abhängen, eine Eigenschaft, die bei derartigen Metallen von großer Bedeutung ist.

7. Speziell um einen Vergleich zwischen den Probemetallen in bezug auf ihre Abnützung aufstellen zu können, wurden einige aus diesen Metallen hergestellte Zylinder mit einer geeigneten Maschine für Verschleißproben von Amsler, die sich im Besitze des hiesigen Laboratoriums befindet (Fig. 1), untersucht. In diese

Digitized by Google

Diagramme der Härtezahlen als Funktion der Temperatur.

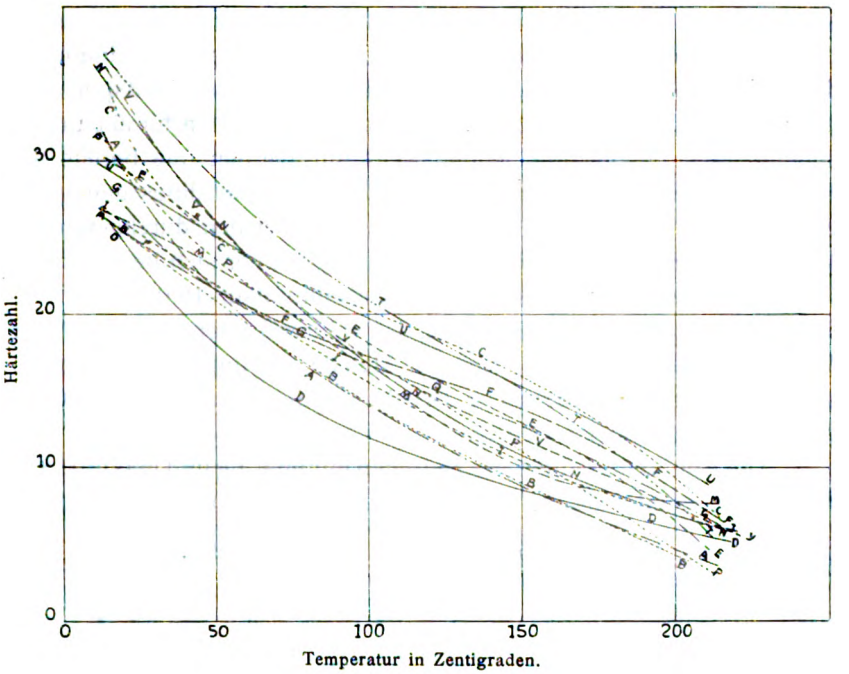


Fig. 8.

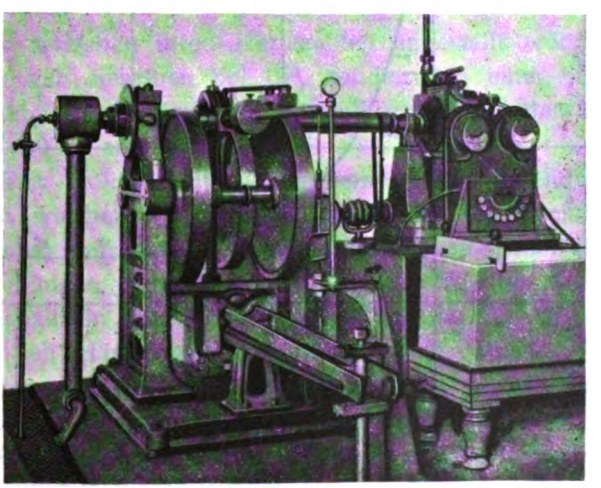


Fig. 9.

Digitized by Google

Maschine werden die Zylinder nach der vertikalen Achse mit einer sehr harten Stahlscheibe in Berührung gebracht, die mit einer bestimmten Geschwindigkeit rotiert. Die Ölschmierung erfolgt immer in der gleichen Weise und geschieht mit einem quantitativ und qualitativ gleichbleibenden Schmiermittel. Nach einem bestimmten, für alle untersuchten Metalle gleichbleibenden Zeitraum werden die bereits bei Beginn des Experiments gewogenen Zylinder neuerdings gewogen; die Gewichtsdifferenz ergibt die Abnützung. Bei den durchgeführten Versuchen betrug die Reibungsgeschwindigkeit der sich berührenden Flächen ungefähr 0·5 m/s und der Gesamtumlauf 10.000 m.

Es konnte festgestellt werden, daß während einer sechsstündigen Versuchsdauer die Temperatur aller Metalle auf ungefähr 18—26° C stieg, während der spezifische Druck auf die Metalle selbst 10 kg pro Quadratzentimeter betrug.

Die Abnützung differierte zwischen minimal 1 g und maximal 3 g. Hierbei ist es interessant, in dem in Fig. 10 enthaltenen Diagramm,

Maschinelle Untersuchungen von Weißmetallen.
Diagramme der Abnützungswerte als Funktion der Härtezahl.

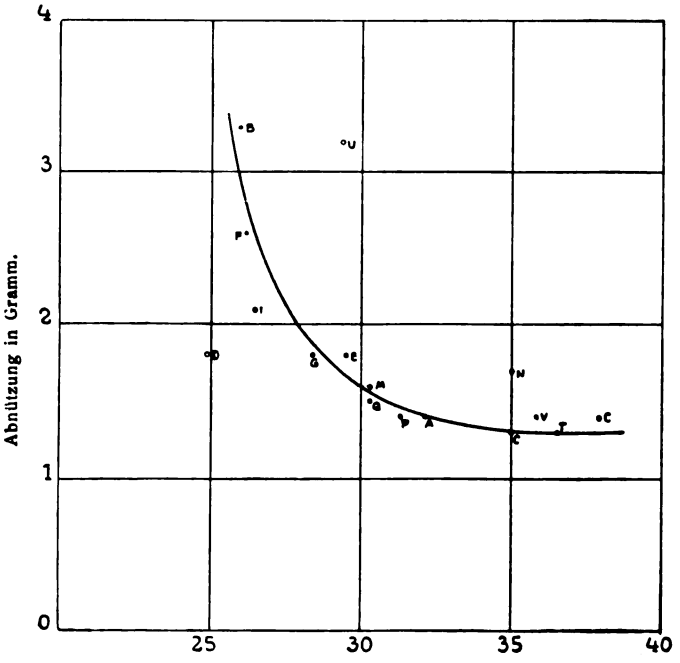


Fig. 10.

Digitized by Google

das die Abnützung im Vergleich zur Härte bei 15° C darstellt, zu beobachten, wie die Abnützung mit der geringeren Härte zunimmt. Daraus könnte man schließen (und weitere Versuche könnten darüber noch besseren Aufschluß geben), daß die einfachste und rascheste Abmessung zwecks Beurteilung des Abnützungswiderstandes der Antifriktionsmetalle jene der Härte vermittels der Brinellschen Methode wäre. Da aber die Härte je nach der Temperatur und je nach der Legierung eine verschiedene ist, mußte bei den einzelnen Legierungen ein Vergleich in betreff ihres Abnützungswiderstandes,

Maschinelle Untersuchungen von Weißmetallen.

Diagramme der Reibungskoeffizienten als Funktion der Härte bei gewöhnlicher Temperatur (15°).

Druck 46·9 kg pro Quadratzentimeter.
" 28·45 " " "
" 11·72 " " "

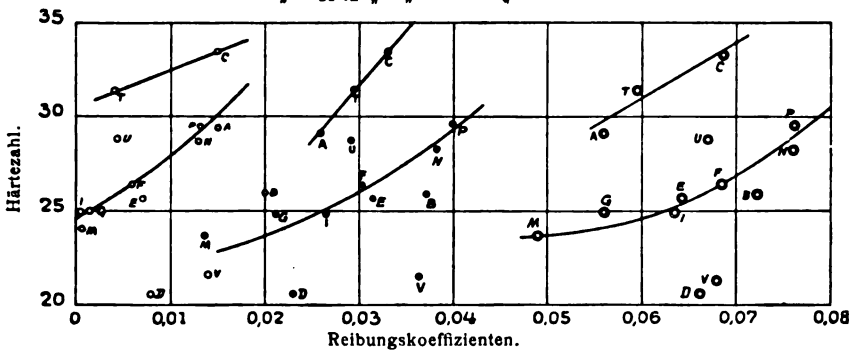


Fig. 11.

und zwar zwischen ihren Härtezahlen angestellt werden, jedoch nicht wie sich dieselben bei 15°, sondern bei einer höheren, der Verwendung im praktischen Gebrauch entsprechenden Temperatur von etwa 50° C ergeben.

8. Wir wollten untersuchen, ob zufällig irgendwelche Beziehungen zwischen der Härte der Probemetalle (bei direkter Messung der erprobten Lager) und dem bei verschiedenen spezifischen Druckbeanspruchungen gemessenen Reibungskoeffizienten bestehen und haben deshalb in speziellen Diagrammen (Fig. 11) die Werte der letzteren den Härtezahlen gegenübergestellt. Die Prüfung dieser Diagramme zeigt, zumindest bei den aus Zinn, Kupfer und Antimon bestehenden Legierungen, bei welchen Zinn vorherrscht, daß der Reibungskoeffizient mit steigender Härtezahl gleichfalls steigende Tendenz aufweist; hierbei kann man jedoch die Wahrnehmung machen, daß eine ähnliche Tendenz auch bei den Legierungen A, T, C sowie

Digitized by Google

bei jenen mit der Bezeichnung D, V, B bemerkbar ist, die von den ersterwähnten in ihrer chemischen Zusammensetzung, und zwar durch größeren Blei- oder Zinkgehalt oder durch Ersatz des Antimons durch Quecksilber (wie bei D) oder schließlich durch das Vorwalten von Blei abweichen. Die Bedeutung dieses Umstandes ist gewiß keine nebensächliche, weil wir, wenn neue und erschöpfendere Versuche es bestätigen sollten, in der Praxis dann ein sehr einfaches Mittel hätten, um, wenn auch nur annäherungsweise, zu beurteilen, welche Antifriktionsmetalle derselben Zusammensetzung mehr Wahrscheinlichkeit bieten, bei sonst gleichen Bedingungen, einen kleineren Reibungskoeffizienten zu zeigen.

9. Da, wie bereits anfangs gesagt, in vielen Fällen nicht übersehen werden darf, die Stoßwiderstandsfähigkeit von Antifriktionsmetallen zu prüfen, wurden die in Rede stehenden Legierungen auch speziellen Stoßproben mittels eines Charpy-Pendels unterworfen. Die Probestäbe, die wie in allen anderen Fällen auch hiezu bei den den einzelnen Legierungen am besten entsprechenden Temperaturen und unter Beobachtung aller jener Maßregeln gegossen wurden, die ein vollständig dichtes und blasenfreies Material ermöglichen, waren 160 mm lang, von rechteckigem Querschnitt zirka 30 × 30 mm und einerseits mit einem rechtwinkeligen Kerbschnitt von 15 mm Tiefe und einer mit einem Radius von 2 mm abgerundeter Kerbgrundfläche versehen*). Die Entfernung der Stützpunkte betrug 120 mm. Die Ergebnisse erscheinen in der folgenden Tabelle; jedes einzelne derselben stellt einen Durchschnittswert von drei Probebestimmungen dar.

Bezeichnung der Legierung	Querschnittsabmessungen mm	Erforderliche Brucharbeit kg × mm	Spezifische Brucharbeit pro mm² Querschnitt kg × mm²
E	30·8 × 15	1800	4·00
F	30·8 × 15	1700	3·68
G	30·8 × 15	1600	3·65
I	30·8 × 15	5200	11·55
M	31·0 × 15	1900	4·22
N	30·9 × 15	1700	3·18
P	31·0 × 15	2200	4·89

*) Stabmuster nach Charpy für Ferrometalle. Siehe Schriften des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen", 1909.

Digitized by Google

Bezeichnung der Legierung	Querschnittsabmessungen mm	Erforderliche Brucharbeit kg × mm	Spezifische Brucharbeit pro mm² Querschnitt kg × mm²
A	31·0 × 15	1600	3·57
B	30·8 × 15	2500	5·55
C	30·5 × 15	1200	2·67
D	30·8 × 15	1700	3·18
T	30·5 × 15	1200	2·67
U	31·0 × 15	1000	2·22
V	30·8 × 15	1700	3·78

Die Angaben der Tabelle beweisen, daß die Legierungen der ersten Gruppe mit vorherrschendem Zinngehalt weniger brüchig sind als jene der zweiten.

10. Im Laufe der mit diesen Antifriktionsmetallen durchgeführten mechanischen Proben drängte sich uns die Frage auf, daß es nicht ohne Interesse wäre, Untersuchungen über den Widerstand der Metalle gegen Alternativbeanspruchungen anzustellen. Die Ergebnisse mußten in gewissem Sinne jene der Schlagproben bestätigen. Es wurde hierzu die für derartige Proben übliche Maschine von Landgraf-Turner verwendet und die Ergebnisse (Durchschnittsangaben von je vier Versuchen) durch Angabe der Zahl der Alternativbeanspruchungen, welche zum Bruch der zylindrischen Stäbe von 10 mm Durchmesser und 200 mm Länge führten, in folgender Tabelle verzeichnet:

Bezeichnung des Metalles	E	F	G	I	M	N	P
Anzahl der Alternativbeanspruchungen .	70	43	69	237	78	126	91
Bezeichnung des Metalles	A	B	C	D	T	U	V
Anzahl der Alternativbeanspruchungen .	48	7	8	37	4	2	15

Die Ergebnisse decken sich recht gut mit denjenigen der Sprödigkeitsproben.

11. Um endlich die Reihe der mechanischen Proben zu schließen, wurden mit mehreren Antifriktionsmetallen Zerreißproben vorgenommen, wobei die zwecks Erzielung homogener Struktur mit ganz besonderer Sorgfalt hergestellten zylindrischen Stäbe in Abmessungen von 15 mm Durchmesser und 50 mm Gebrauchslänge verwendet wurden. Die Werte der Zerreißfestigkeit und jene der prozentuellen Dehnung sind in der folgenden Tabelle enthalten; es sind Durchschnittszahlen von mindestens je vier Proben:

Digitized by Google

Bezeichnung des Metalles	Zerreißfestigkeit kg pr. mm²	Dehnung %	Bezeichnung des Metalles	Zerreißfestigkeit kg pr. mm²	Dehnung %
E	7·60	1·86	A	7·17	2·5
F	7·40	2·2	B	5·89	1·7
G	7·84	4·6	C	5·53	1·7
I	9·0	13·3	D	5·15	2·6
M	8·43	7·4	T	5·67	1·4
N	8·48	4·4	U	5·17	1·4
P	8·91	6·3	V	3·72	1·7

Diese Zahlen beweisen, daß, wie vorauszusehen war, die Legierungen der ersten Gruppe zum größten Teile zäher sind als die der zweiten. Die betreffenden Daten bieten aber nur mäßiges Interesse und man würde vergeblich irgendwelche Beziehungen zwischen denselben und den vorhergehenden Probeergebnissen suchen, die in weit besserer Form zeigen, in welchem Grade jede einzelne Legierung den an ein Antifriktionsmetall zu stellenden Anforderungen zu entsprechen vermag.

12. Ehe wir diesen Bericht schließen, wollen wir nur noch kurz darlegen, welche Arbeit erforderlich war, um alle jene Versuche, deren Ergebnisse angeführt wurden, zur Ausführung zu bringen.

Bei den Reibungsversuchen verwendeten wir 102 Lager, deren jedes sechs Proben unterworfen wurde, so daß im ganzen 612 Versuche von je einer Stunde Zeitdauer stattfanden; es waren weiters 500 Arbeitsstunden der Goodmann-Maschine erforderlich, um die Lager für die Reibungsversuche vorzurichten; schließlich fanden während der 612 Prüfungstunden 24.480 Probebestimmungen statt und 1737 solcher Feststellungen im Verlaufe der Zug-, Druck-, Härte-, Schlagproben, etc., so daß sich im ganzen die Zahl der Bestimmungen auf 26.217 erhöht.

Schlußfolgerungen:

Aus der Gesamtheit der gefundenen Prüfungsergebnisse können folgende Schlußfolgerungen gezogen werden:

1. Die Temperatur, bei welcher ein Antifriktionsmetall zur Schmelzung gebracht wird, kann einen bedeutenden Einfluß auf das Verhalten des Metalles bezüglich seines Reibungskoeffizienten ausüben, der unter sonst gleichen Bedingungen bei Inverwendungnahme des Materiales zum Ausdruck kommt. Damit eine Antifriktionslegierung

Digitized by Google

in der Praxis unter denselben Bedingungen konstante Resultate ergeben kann, muß sie nicht nur stets nach derselben Methode zubereitet werden, sondern es ist auch nötig, daß ihre Schmelzung stets bei jener Temperatur stattfinde, bei welcher die Legierung das günstigste Verhalten an den Tag legt.

Dies muß selbstverständlich nicht nur bei praktischer Verwendung, sondern auch bei der Zurichtung von Probestücken für Laboratoriumsversuche beachtet werden.

2. Der Vorgang des Hämmerns, dem das Antifriktionsmetall öfters nach dem Einbringen in die Zapfenlager unterworfen wird, hat in der Regel einen nicht unbedeutenden Einfluß auf die Reibung und es zeigt sich in der Mehrzahl der Fälle, daß dieser Einfluß kein günstiger ist.

3. Von den Übernahmsproben von Weißmetallen erscheinen die Druckfestigkeitsversuche geeignet, ein Urteil darüber zu bilden, inwieweit die betreffenden Metalle der an sie zu stellenden Druckbeanspruchung ohne praktisch unzulässige Deformation gerecht zu werden vermögen.

4. Da der Abnützungswiderstand ein wichtiges Charakteristikum von Antifriktionslegierungen bildet, erscheinen Abnützungsproben stets sehr wünschenswert. Da jedoch diese Proben weder leicht noch rasch durchzuführen sind, wäre es nichtsdestoweniger vorteilhaft, dieselben durch einfachere Versuche ersetzen zu können, die gleichfalls die Anstellung eines Vergleiches zwischen den verschiedenen Legierungen in Bezug auf ihren Abnützungswiderstand ermöglichen würden. Einen derartigen Ersatz könnten die Härteproben nach der Brinellschen Methode bilden. Es wäre sehr von Vorteil, wenn weitere Untersuchungen hierüber mehr Klarheit bringen würden.

5. Die Bestimmung der Härtezahl von Antifriktionslegierungen, die von gleicher chemischer Zusammensetzung sind, kann vielleicht auch die Möglichkeit bieten, in groben Zügen einen Vergleich zwischen den einzelnen Legierungen nach ihrer Fähigkeit, die Reibung zu vermindern, zu bieten. Wenn sich dies bestätigen sollte, dann würde die genaue Bestimmung der durchnittlichen Härtezahl von Antifriktionslegierungen außerordentliche Bedeutung gewinnen, weil sie in Fällen rascher Beurteilungsnotwendigkeit gestatten würde, von den langwierigen, kostspieligen und schwierigen Reibungsversuchen Abstand zu nehmen, für welche auch nicht immer die geeigneten Vorrichtungen zur Verfügung stehen.

Digitized by Google

6. Abgesehen von den Schlagproben, die manchmal nützliche Angaben in betreff des Schlagwiderstandes von Antifriktionsmetallen zu liefern vermögen, sowie den Druck- und Härteproben, deren Zwecke oben besprochen wurden, können nützliche Angaben hinsichtlich der wichtigsten Charaktereigenschaften dieser Metalle durch andere mechanische Proben (Zug-, Biegeproben etc.), denen derartiges Material manchmal unterworfen zu werden pflegt, nicht gewonnen werden.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II 17

DIE MAGNETISCHEN EIGENSCHAFTEN DER LEGIERUNGEN DER FERROMAGNETISCHEN METALLE: EISEN-NICKEL, NICKEL-KOBALT, KOBALT-EISEN.

Von **Prof. Dr. Pierre Weiss**, Zürich[1]).

Man kennt die Dienste, die das Studium der magnetischen Eigenschaften der Legierungen der ferromagnetischen Metalle und besonders der Eisen-Nickel für deren Entwicklung geleistet hat. In dieser kurzen Mitteilung werde ich mich nicht bei der Beschreibung der wohlbekannten Resultate aufhalten. In dieser Hinsicht führe ich nur die Namen an: J. Hopkinson, Osmond, Le Châtelier, Ch. Ed. Guillaume, Tammann, Guertler und andere. Diese Resultate sind im allgemeinen durch die einfache Festlegung der An- oder Abwesenheit des starken Magnetismus und der Temperaturgrenzen, bei denen diese Zustände auftreten, gewonnen worden.

Mehrere Forscher haben, um tiefer in die Kenntnis der magnetischen Legierungen einzudringen, die Notwendigkeit erkannt, diese qualitativen Bestimmungen durch quantitative zu vervollständigen. Aber diese Ausdehnung könnte erst dann auf wirklich nützliche Art und Weise ausgeführt werden, wenn eine kinetische Theorie des Ferromagnetismus[2]) die Bedeutung der gemessenen Größen ins richtige Licht gesetzt und ermöglicht haben wird, die wirklich charakteristischen als solche zu erkennen.

---

[1]) Vom Autor selbst ins Deutsche übertragen.

[2]) P. Weiss. „Journal de Physique", (4), t. VI. p. 666. 1907.

Digitized by Google

Das Programm der magnetischen Untersuchungen, das ich 1909 gleichzeitig mit einer neuen zu ihrer Durchführung bestimmten experimentellen Technik[1]) angegeben habe, hatte vor allem die Legierungen mehrerer magnetischer Phasen im Auge. Es hat sich gezeigt, daß bei den Untersuchungen, die nach diesem Plane ausgeführt worden sind, alle Metalle feste homogene Lösungen waren. Oder zum mindesten wurde kein Anzeichen dafür entdeckt, daß sie es nicht wären, trotz der großen Empfindlichkeit des Magnetismus in dieser Beziehung. So hat man in dem untersuchten künstlichen Eisen-Nickel keine Bestandteile entdeckt, die verschiedene und nebeneinander bestehende Phasen, wie in den meteorischen Eisen-Nickellegierungen: Kamazit, Taenit und Plessit bilden.

Ich gebe hier die beiden magnetischen Größen an, die besonders charakteristisch für die festen homogenen Lösungen sind. Die Theorie gibt das Gesetz der Änderung der Sättigungsmagnetisierung mit der Temperatur zwischen dem absoluten Nullpunkt und der Temperatur des Verschwindens des starken Magnetismus oder dem Curieschen Punkte an. Sie zeigt gleichzeitig, daß im allgemeinen diese Sättigungsmagnetisierung keine einfache Erklärung findet; sie sagt: Die thermische Agitation bewirkt eine mehr oder weniger große Ablenkung der Molekularmagnete von der Richtung der Magnetisierung. Die Sättigungsmagnetisierung ist daher nicht die Summe der Momente der molekularen Magnete, wohl aber ihre Resultierende nach den Regeln des Parallelogramms der Kräfte, und diese ist um so kleiner, je lebhafter die thermische Agitation ist. Da aber beim absoluten Nullpunkte die thermische Agitation aufhört, so gibt bei dieser Grenztemperatur die Sättigungsmagnetisierung das wahre Moment des Moleküles an.

Für technische Anwendungen wird man dazu geführt, die Intensität der Magnetisierung I oder die Induktion B auf die Volumeneinheit zu beziehen. Aber es ist einleuchtend, daß, wenn man chemische Fragen zu behandeln hat, man besser tut, das Moment der Masseneinheit einzuführen

$$\sigma = \frac{I}{D}$$

wobei D die Dichte bedeutet. Durch Multiplikation mit dem Gramm-

[1]) P. Weiss, „Revue de Métallurgie", t. VI. p. 680. 1909. Assoc. Intern. pour l'Essai des Matériaux, Copenhague 1909, mémoire VII. 2.

Digitized by Google

molekül **m** oder dem Grammatom **a** erhält man das Moment des Moleküls oder des Atoms: σ_m oder σ_a. Ich bezeichne mit σ_o, σ_{mo}, σ_{ao} die gleichen Größen beim absoluten Nullpunkt.[1])

Um das magnetische Moment des Atoms zu erhalten, haben H. Kamerlingh-Onnes und ich die Sättigungsmagnetisierung des Eisens und des Nickels im flüssigen Wasserstoff bei 20^0 absolut gemessen.[2]) In den meisten Fällen genügt flüssige Luft. In einer wichtigen Arbeit, die ich noch zu zitieren Gelegenheit haben werde, haben Sir Robert Hadfield und B. Hopkinson[3]) die überwiegende Bedeutung der Sättigung erkannt, ohne jedoch beizufügen, daß sie nur bei tiefen Temperaturen ihren ganzen Wert erreicht.

Die zweite charakteristische Konstante der magnetischen Metalle wird durch das Studium der Erscheinungen des schwachen Magnetismus über dem Curieschen Punkte geliefert. Um sich über ihre Natur Klarheit zu verschaffen, muß man zuerst eine zahlreiche Kategorie von gewöhnlich nichtmetallischen Körpern betrachten, deren Magnetisierungskoeffizient (Susceptibilität bezogen auf die Masseneinheit) umgekehrt proportional der absoluten Temperatur ist. So liegt der Fall beim Sauerstoff und bei den meisten Salzen der para- und ferromagnetischen Metalle im festen oder gelösten Zustande. Wenn man diesen Koeffizienten mit der absoluten Temperatur multipliziert, erhält man eine Konstante C, der man den Namen Curiesche Konstante gegeben hat. In einer solchen Substanz weicht die Orientierung der molekularen Magnete außerordentlich wenig von der Lage ab, die sie vor der Wirkung des Feldes hatten; das heißt von dem vollständigen Durcheinander. Es könnte keine Frage sein, experimentell den vollständigen Parallelismus, der die Bestimmung des Molekularmomentes erlaubt, zu erreichen. Aber was das Experiment nicht erlaubt, gibt die kinetische Theorie nach der Formel

$$\sigma_{mo}^2 = 3\,R\,C_m$$

---

[1]) Vom Moment des Grammoleküls ginge man zum Moment des Moleküls selbst dadurch über, daß man durch die sehr große Zahl der Moleküle in einem Grammolekül dividiert. Aber das ist für unseren Zweck nicht nötig.

[2]) P. Weiss and H. Kamerlingh-Onnes, Comm. Phys. Labor. Leiden, No. 114. — „Journal de Physique", (4) t. IX. p. 555. 1910.

[3]) Sir Robert Hadfield and Prof. B. Hopkinson. The magnetic properties of Iron and its Alloys in intense Fields. Journ. Inst. of Electr. Engineers. Vol. 46, p. 235, 1911.

Digitized by Google

wobei σ_{mo} das Moment des Grammoleküles bedeutet, C_m die Curiesche Konstante und R die Konstante der vollkommenen Gase. Auch die beiden letzteren Größen sind auf die Molekularmasse bezogen. Die Kenntnis der Curieschen Konstante ist also gleichwertig mit der Bestimmung des magnetischen Momentes des Moleküls oder des Atoms.

Für die ferromagnetischen Körper über dem Curieschen Punkte hat mir die kinetische Theorie die Beziehung geliefert:

$$C_m = \lambda_m (T - \Theta)$$

wobei λ_m den Magnetisierungskoeffizient, auf die molekulare Masse bezogen, bedeutet, Θ die Temperatur des Curieschen Punktes und T diejenige der Beobachtung. C_m ist nichts anderes als die Curiesche Konstante, die die Substanz hätte, wenn sie durch Aufhebung der Wirkung zwischen den Molekülen paramagnetisch würde. In der Tat drückt sie sich vermittels des molekularen Momentes durch die Beziehung aus, die wir schon bezüglich der paramagnetischen Körper angegeben haben:

$$\sigma_{mo}^2 = 3 R C_m.$$

Die lineare Veränderung von $1 : \lambda_m$ mit der Temperatur ist in einer großen Zahl von Fällen und in Temperaturzwischenräumen von mehreren Hunderten von Graden beobachtet worden. Das ist eine der beredtesten Bestätigungen der kinetischen Theorie des Ferromagnetismus. Die Beobachtung der schwachen Magnetisierung über dem Curieschen Punkt ergibt also ebenfalls vermittels der Konstanten C_m das magnetische Moment des Moleküls.

Alle magnetischen Messungen führen zuletzt für die reinen Metalle zu den Molekularmomenten. Es ist nun auch nötig zu sagen, was aus den gemessenen Größen in den festen homogenen Lösungen wird. Die Sättigungsmagnetisierung bei sehr niedrigen Temperaturen ist infolge ihrer Natur additiv. Sie ist gleich der Summe der magnetischen Momente aller Moleküle, ob diese gleicher oder ungleicher Art seien. Die Sättigungsmagnetisierung bei sehr niedrigen Temperaturen wird also als Funktion der Zusammensetzung der Legierung linear variieren.

Der Fall der Curieschen Konstanten ist etwas weniger selbstverständlich. Um ihn zu behandeln, muß man sich darüber Rechen-

Digitized by Google

schaft geben, daß jeder Molekularmagnet von seiten des magnetischen Feldes ein Drehmoment erfährt, das unabhängig von der Natur der benachbarten Moleküle ist und das ihn in eine bestimmte Lage zu bringen sucht. Nach der kinetischen Theorie widerstrebt er diesem Kräftepaar durch die lebendige Kraft der thermischen Rotationsbewegung.[1]) Das Gesetz der gleichen Verteilung lehrt nun aber, daß diese lebendige Kraft nicht von der Natur der benachbarten Moleküle, die gleicher oder ungleicher Art wie das betrachtete Molekül sein können, abhängig ist. Jedes Molekül liefert also seinen Anteil selbständig zur Magnetisierung und damit zur Curieschen Konstanten. Infolgedessen wird die Curiesche Konstante als Funktion der Zusammensetzung der Legierung linear variieren.

Das Magneton. Die Kenntnis der magnetischen Momente der Moleküle gewinnt durch eine eigentümliche vor kurzem entdeckte Eigenschaft eine größere Tragweite.[2]) Wenn man das magnetische Moment eines und desselben Atoms unter allen möglichen Bedingungen mißt, bei sehr tiefen und bei hohen Temperaturen, dann in verschiedenen Kombinationen mit diamagnetischen Atomen, deren Diamagnetismus vernachlässigbar ist, wird man zuerst überrascht, sehr verschiedene molekulare Momente zu finden. Dann aber kommt man zu der Erkenntnis, daß all diese Momente ein gemeinsames Maß besitzen. So hat das Nickelatom beim absoluten Nullpunkt das Moment $3 \times 1123{\cdot}5$; über dem Curieschen Punkte beträgt es $8 \times 1123{\cdot}5$ in einem Zwischenraum von 500°, bei noch höherer Temperatur ist es $9 \times 1123{\cdot}5$; bei den Nickelsalzen endlich steigt es auf $16 \times 1123{\cdot}5$. Wenn man auf dieselbe Art den Vergleich zwischen den sehr zahlreichen Werten, die das Moment eines Eisenatomes annehmen kann, ausführt, so findet man auch hier unter ihnen ein gemeinschaftliches Maß, und dieses gemeinsame Maß ist dasselbe wie bei Nickel. Diese Eigenschaft zeigt allgemeine Geltung: Die Momente der Atome des Kobaltes, des Mangans, des Chroms, des Vanadiums, des Kupfers, des Uraniums und anderer haben alle dieses gemeinsame Maß 1123·5, das ich das Grammagneton oder kürzer das Magneton genannt habe.

---

[1]) Siehe in den ausführlicheren Mitteilungen, warum das dynamisch-statische Problem sich auf diese zwei Ausdrücke zurückführen läßt.

[2]) P. Weiss. Archives des Sc. Phys. et nat. (4) t. XXXI, mai 1911. — Journ. de Phys. (5) t. I, p. 900 et 965; 1911.

Digitized by Google

Eisen-Nickel. Fig. 1 stellt die Sättigungsmagnetisierungen und die Curieschen Konstanten der Eisen-Nickel als Funktion der hundertteiligen Zusammensetzung dar. Das sind die spezifischen Größen, von denen sich die molekularen Größen leicht ableiten lassen. Was auf den ersten Blick bei den Resultaten auffällt, das ist die Tatsache, daß sie sich durch zwei gebrochene Linien ausdrücken lassen, die klar die Verbindung Fe_2Ni zur Darstellung bringt.

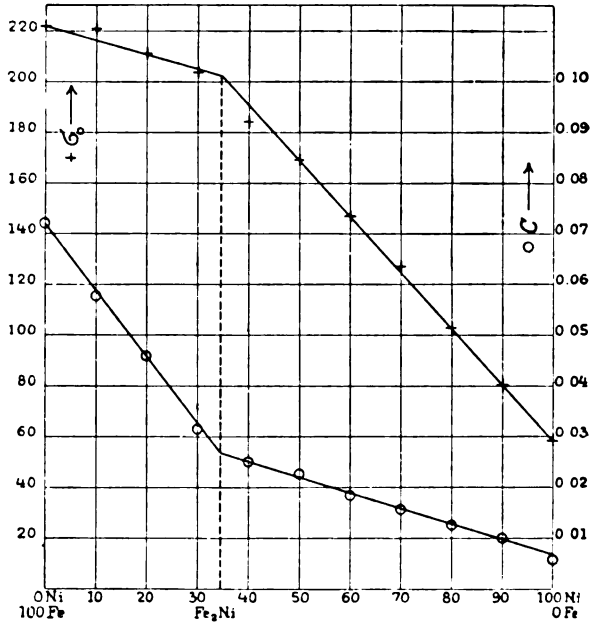


Fig. 1.

Die spezifischen Sättigungen bei niederen Temperaturen wurden auf meine Anregung hin von F. Hegg gemessen.[1]) Er hat sich vom Nichtvorhandensein der additiven Eigenschaft dieser Größe überzeugt; aber der wirkliche Grund, die Existenz der chemischen Verbindung, ist erst infolge der Messung der Curieschen Konstanten, die ich mit G. Foëx[2]) ausführte, zutage getreten. Unser Schlußfolgerung lautet: Die Eisen-Nickel bilden zwei ununterbrochene Reihen von festen Lösungen, die erste zwischen Fe und Fe_2Ni, die

[1]) F. Hegg. Thèse. Zürich, 1910.

[2]) P. Weiss et G. Foëx, Archives des Sc. phys. et nat. (4) t. pp 4 et 89, janvier 1911.

Digitized by Google

zweite zwischen Fe_2Ni und Ni. Das molekulare magnetische Moment, additiv in den festen Lösungen, ist es nicht mehr in den chemischen Verbindungen.

Später haben R. Hadfield und B. Hopkinson für die Sättigung bei gewöhnlicher Temperatur diese Abwesenheit der additiven Eigenschaft wiedergefunden und haben sie als eine eigentümliche und unerklärte Eigenschaft bezeichnet: „This steel is remarkable in that its magnetism is greater than that of the elements taken separately".[1])

Es ist interessant, das Vorhandensein der Verbindung Fe_2Ni mit den Messungen der Schmelzpunkte von Guertler und Tammann zu vergleichen.[2]) Diese Forscher haben in der Tat in der unmittelbaren Nähe dieser Verbindung in der Schmelzkurve einen nach oben gerichteten Knickpunkt gefunden. Aber aus einem Grunde, der mir nicht klar ist, haben sie nicht die Existenz dieser Verbindung, sondern die von $FeNi_2$, wo sich ein ziemlich wenig ausgeprägtes Minimum befindet, und die diese Bedeutung nicht haben kann, angenommen.

Die Abwesenheit der additiven Eigenschaft der molekularen Momente in den Eisennickeln hat aufgehört ein Ausnahmefall zu sein, seit erkannt wurde, daß ein und dasselbe Atom häufig je nach der Temperatur und der chemischen Verbindung verschiedene magnetische Momente annimmt, die ganze Vielfache des Magnetons sind. Wir haben schon erwähnt, daß bei sehr niedrigen Temperaturen das magnetische Moment des Nickelatoms drei Magnetonen enthält, dasjenige des Eisenatoms 11 Magnetonen. Die Sättigung für Fe_2Ni gibt genau 30 Magnetonen, also je 10 auf ein Atom.

Die Kenntnis der Curieschen Konstanten erlaubt nicht nur die molekularen Momente zu berechnen, sondern auch, indem man das Merkmal eines ganzen Vielfachen des Magnetons als Forschungsmittel betrachtet, zu erkennen, ob die Atome, die das Molekül bilden, unter sich starr oder nur gelenkartig verbunden sind. Ich will hier den Ausdruck Molekül, der durch den Gebrauch, den ich bis jetzt davon gemacht habe, etwas ungenau geworden ist, schärfer definieren. Ich betrachte als Molekül die Atome, die

---

[1]) R. Hadfield and B. Hopkinson, Journ. of Inst. of Electr. Eng. vol. 46, p. 267, April 1911.

[2]) Guertler und Tammann. Zeitschr. f. anorg. Chemie 45, S. 205; 1905.

Digitized by Google

unter sich starr verbunden sind. Wenn ich zum Beispiel schreibe Fe_3, so will das sagen, daß diese drei Atome Eisen einen unveränderlichen festen Körper bilden, dessen Orientierung nur von zwei Koordinaten abhängig ist. Wenn dagegen die Atome unter sich durch Glieder, die unabhängige Orientierungen gestatten, verbunden sind, so sind sie vom magnetischen Standpunkt unabhängige Moleküle und in ihrer Funktion, wie wenn sie frei wären.[1])

Die Untersuchungen über das Beta-Eisen haben gezeigt, daß sein Molekül Fe_3 ist; dasjenige des Gamma-Eisens ist Fe_2, das des Delta-Eisens wahrscheinlich Fe. Im Nickel und Kobalt besteht das Molekül bei Temperaturen über dem Curieschen Punkte aus einem einzigen Atom. Die in Fe_2Ni als gemeinschaftlicher Grenzwert derjenigen der beiden festen Lösungsreihen gefundene Curiesche Konstante zeigt hier, daß das Molekül Fe_2Ni einen festen Zusammenhang bildet und gibt für dieses Molekül 30 Magnetonen, wie bei sehr niedrigen Temperaturen an.

Die Curieschen Konstanten, die im Intervall $Fe - Fe_2Ni$ dargestellt wurden, ändern sich in kontinuierlicher Art und Weise von derjenigen des Gamma-Eisens ausgehend. Sie nähern sich also den Lösungen von Fe_2 und Fe_2Ni. Außerdem ist eine gewisse Zahl von Werten beobachtet worden, die die Fortsetzung der beiden verschiedenen Curieschen Konstanten des Beta-Eisens bilden. Aber die nichtumkehrbaren Vorgänge, welche die eisenreichen Eisen-Nickel kennzeichnen, machen die Erforschung schwieriger und verlangen vervollständigte, jetzt auf dem Wege der Ausführung begriffene Untersuchungen.

Auf Seite der umkehrbaren Eisen-Nickellegierungen zeigt sich der lineare Verlauf der Curieschen Konstanten sehr deutlich, zugleich mit dem Umstande, daß der letzte Punkt, der dem reinen Nickel entspricht, sich nicht auf der Geraden befindet. Der Maßstab der Zeichnung, der für die Konstanten in der Umgebung von Ni klein ist, erlaubt nicht, sich darüber Rechenschaft zu geben, ob die Abweichung von 25% experimentalen Irrtümern zugeschrieben werden kann. Es ergibt aber die dem reinen Nickel entsprechende Zahl 8 Magnetonen, diejenige, die durch Verlängerung der Geraden geliefert wird, 9 Magnetonen. Wenn man das Studium des Nickels bei höheren

[1]) Siehe für die Entwicklung dieser Folgerungen der kinetischen Theorie den Artikel über das Magneton. P. Weiss. Arch. des Sc. phys. et nat. (4) t. XXXI, mai 1911. — Journ. de Phys. (5) t. I, p. 900 et 965; 1911.

Digitized by Google

Temperaturen verfolgt, so findet man bei 500° über dem Curieschen Punkte eine Zustandsänderung, bei der das Moment des Atoms von 8 Magnetonen in 9 übergeht. In den umkehrbaren Eisen-Nickeln befindet sich das Nickel in einem Zustand, den das reine Metall nur bei einer um vieles höhereren Temperatur annimmt. Diese Rückwirkung der benachbarten Atome auf den inneren magnetischen Zustand ist eine der merkwürdigsten unter diesen Erscheinungen.

Nickel-Kobalt. Fig. 2. Der Magnetismus der Nickel- und Kobaltlegierungen ist von O. Bloch[1]) vermittels der für die Eisen-

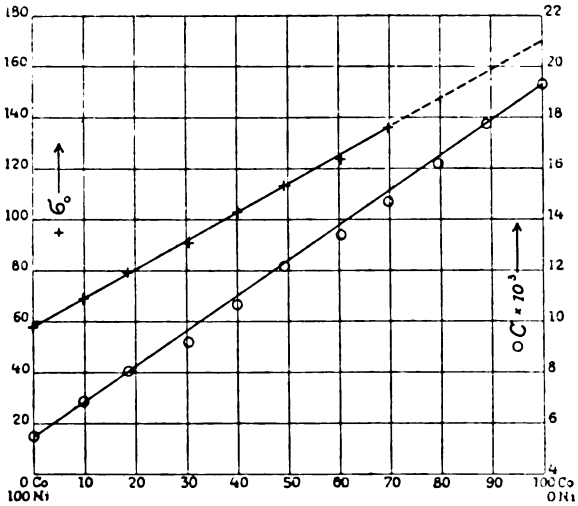


Fig. 2.

Nickel angewandten Methoden und mit den gleichen Apparaten studiert worden. Die Ergebnisse sind besonders einfach: Die Legierungen bilden im ganzen Zwischenraum von Ni bis Co eine ununterbrochene Reihe von festen Lösungen.

Die Messungen der Sättigung bei niederen Temperaturen konnten nur bis zu 70% Cobalt ausgeführt werden. Darüber hinaus haben die Substanzen die außerordentliche magnetische Härte, die schon beim reinen Kobalt beobachtet wurde und die seine Sättigung verhindert hatte. Zwischen 0 und 70% Kobalt ist die Veränderung

[1]) O. Bloch. Diss. Zürich, 1912 und nächstens Arch. des Sc. phys. et nat.

Digitized by Google

der Sättigungswerte genau geradlinig; man kann also vermittels Extrapolation, die nur eine schwache Unsicherheit einführt, die Sättigung des reinen Kobaltes bestimmen. Man findet so 8·94 Magnetonen, das heißt mit dem Genauigkeitsgrade der Versuche die ganze Zahl 9.

Die Curieschen Konstanten verlaufen ebenfalls linear im ganzen Intervall. Der Wert für das reine Nickel führt zu

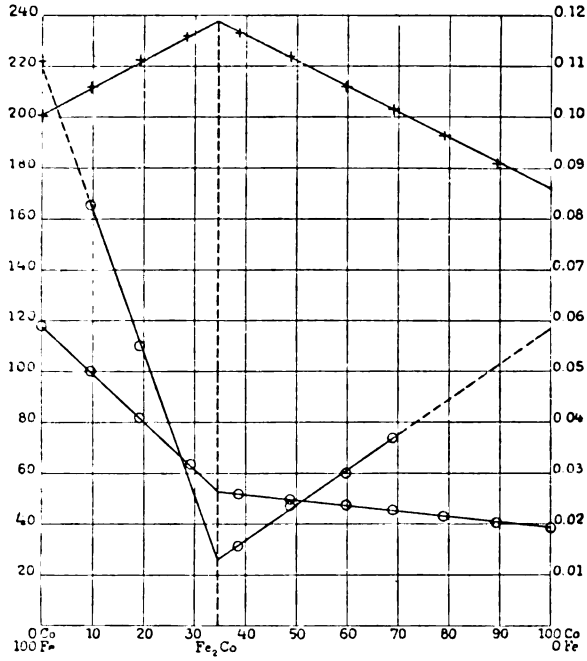


Fig. 3.

8 Magnetonen, für das Kobalt über dem Curieschen Punkte zu 15 Magnetonen. Die Nähe der Kobaltatome hat also auf das Nickelatom nicht dieselbe Rückwirkung wie die Eisenatome.

Eisen-Kobalt. Die Ergebnisse der Messungen an den Eisen- und Kobaltlegierungen[1]) sind in Fig. 3 dargestellt. Sie enthalten die spezifischen Sättigungen bei tiefer Temperatur und 2 Reihen von Curieschen Konstanten, deren eine gemäß ihrer Kontinuität dem Beta-Eisen entspricht, deren andere dem Gamma-Eisen. Die drei Kurven sind gerade Linien, die einen Knick aufweisen, der der

[1]) A. Preuss. Diss. Zürich 1912.

Digitized by Google

Verbindung Fe_2Co entspricht und deren Existenz damit festgestellt ist.

Wie für Fe_2Ni, so ist auch für Fe_2Co die spezifische Magnetisierung höher, als sie es nach dem Mischungsgesetz sein müßte. Aus ihrem Werte erhält man für Fe_2Co ein molekulares Moment von 36 Magnetonen, das heißt je 12 Magnetonen auf 1 Atom, während das Eisen deren nur je 11 besitzt. Wenn man die Temperaturänderung zwischen dem absoluten Nullpunkt und der gewöhnlichen Temperatur in Betracht, sowie auch das Verhältnis der Dichten und der Atomgewichte des Eisens und des Kobaltes bestimmt, so erkennt man, daß die Legierung Fe_2Co eine um 10% höhere Sättigungsmagnetisierung als Eisen besitzt. Dieses Ergebnis ist im Widerspruch mit den geläufigen Anschauungen, die eine entscheidende Bestätigung erhalten zu haben schienen durch die schon erwähnte wichtige Arbeit von R. Hadfield und B. Hopkinson, wo es heißt: „That at the present time there is no known iron alloy possessing higher magnetism than pure iron itself." Die Anwendung dieser neuen Legierung für Polschuhe von Elektromagneten ist im Studium begriffen.

Die Gerade, die die spezifischen Sättigungen zwischen Fe und Fe_2Co darstellt, zeigt eine andere Eigentümlichkeit. Sie trifft die Linie des reinen Eisens nicht beim Werte, der 11 Magnetonen entspricht, wie man es erwartet hätte, sondern tiefer, beim Punkte, der 10 Magnetonen aufweist. Die Gegenwart der Moleküle von Fe_2Co hat also in den Eisenatomen eine Zustandsänderung zur Folge. Das ist eine ähnliche Erscheinung, wie wir sie in den umkehrbaren Eisen-Nickellegierungen und im reinen Nickel entdeckt haben, mit dem Unterschied, daß sie sich in diesen letzteren Körpern erst bei hoher Temperatur zeigte.

Die Curieschen Konstanten liefern wie in den vorher studierten Legierungen molekulare magnetische Momente, die sich durch ganze Zahlen von Magnetonen ausdrücken lassen. Gleichzeitig lehren sie, welches das Molekül der in der Legierung vorhandenen Körper ist. Der Ausdruck Molekül ist dabei im oben genannten Sinne zu nehmen. Man findet, daß das Beta-Eisen als Grenze der Verbindungen Fe_3 mit 20 Magnetonen pro Atom auftritt, während das reine Beta-Eisen, das ja auch Fe_3 ist, nur 10 Magnetonen im Atom besitzt. Das ist ein drittes Beispiel der Rückwirkung der benachbarten Moleküle auf den Zustand des Atomes. Das Beta-

Digitized by Google

Eisen Fe_3 verbindet sich mit dem Molekül, gleich starr wie Fe_2Co, das sich davon nur durch die Substitution eines Atoms Kobalts an Stelle eines Atoms Eisen unterscheidet.

Die gleiche Legierung Fe_2Co gibt, wenn sie sich mit Kobalt verbindet, diesem Veranlassung, sich zu verdreifachen, um das feste Molekül Co_3 mit 15 Magnetonen pro Atom zu bilden.

Diese Legierung von Fe_2Co und Co ist nur bis 70% Kobalt beobachtet worden. Das wahrscheinliche Vorhandensein von Co_3 wurde nur durch Extrapolation erkannt.

Das Gamma-Eisen ist Fe_2 und verbindet sich zu Fe_2Co mit 18 Magnetonen pro Atom. Aber seine Anwesenheit veranlaßt das Eisen-Kobalt sich zu verdoppeln und zu $(Fe_2Co)_2$ zu werden. Dieses verdoppelte Molekül hat 42 Magnetonen, das heißt 7 auf ein Atom. 7 Magnetonen im Atom gab auch die andere Curiesche Konstante, entsprechend der einfachen Formel Fe_2Co. Das verdoppelte Molekül kommt auch in der zweiten Reihe der Legierungen als Fortsetzung des Gamma-Eisens zwischen den Zusammensetzungen Fe_2Co und Co vor. Aber hier erscheint das Kobalt mit einem Molekül, das von einem einzigen Atom gebildet ist, wie das beim Metall im reinen Zustand beobachtete Molekül. Sowohl das einfache Kobalt Co wie auch das dreifache Kobalt Co_3 haben 15 Magnetonen auf das Atom.

Zusammengefaßt sind die hauptsächlichen Resultate dieser Arbeit folgende:

Ich habe eine allgemeine Untersuchungsmethode der magnetischen Legierungen, die aus einer festen homogenen Lösung bestehen, angegeben. Hiebei sind die experimentellen Ergebnisse dazu verwendet worden, die magnetischen Momente der Moleküle und Atome zu bestimmen.

Diese Methode ist vervollständigt und fruchtbar gemacht worden durch die Theorie der ganzzahligen Verhältnisse der magnetischen Momente der Atome. Diese Theorie erhält ihren Ausdruck in dem gemeinschaftlichen Maß aller magnetischen Momente der Atome. Es wurde Magneton genannt. In dem Studium der magnetischen Legierungen finden sich zahlreiche Bestätigungen.

Einmal bewiesen, dient die Ganzzahligkeit der Verhältnisse der Atommomente ihrerseits als Forschungsmittel. Sie erlaubt, neue Kenntnisse über das molekulare Gebäude zu erwerben, dadurch,

Digitized by Google

daß man den Fall, wo die Atome unter sich im Molekül starr verbunden sind, von demjenigen unterscheidet, wo sie frei oder beweglich vorhanden sind.

Die Anwendung dieser Methode auf umkehrbare Eisennickel und auf Nickel- und Kobaltlegierungen hat zu eindeutigen Resultaten geführt. Die Erforschung der nichtumkehrbaren Eisennickel ist noch unvollständig. Die Eisen-Kobalte sind so reich an verschiedenen Erscheinungen, daß es zu kühn wäre, zu behaupten, die Art und Weise, wie die Ergebnisse interpretiert wurden, in allen Punkten definitiv sei. Aber diese Erklärung gibt ein zusammenhängendes Bild, das in mehreren Punkten verlockend ist, speziell was die Rückwirkung der Gegenwart der benachbarten Moleküle auf den inneren magnetischen Zustand und auf den Zustand der Bindung der Atome anbetrifft.

Die Existenz und die überwiegende Rolle der Verbindungen Fe_2Ni und Fe_2Co ist bewiesen worden. Diese letztere liefert ein Metall, das bei gewöhnlicher Temperatur eine um 10% höhere Sättigungsmagnetisierung als das reine Eisen besitzt.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II 18

EINHEITLICHE VERGRÖSSERUNGEN FÜR MIKROPHOTOGRAPHIEN.

Von **M. T. Lothrop** und **C. R. Bulley**[1]), Syracuse, N. Y.

(Aus dem Englischen ins Deutsche übersetzt von E. Wetzel.)

Während der letzten zehn Jahre ist die metallographische Wissenschaft aus dem Reiche der Theorie und aus der Gelehrtenstube herausgetreten und ist ein wesentliches Werkzeug fortschreitender Erzeuger und Verbraucher der verschiedenen Metallegierungen geworden. Der Nutzen, den diese Wissenschaft bringen wird, ist noch gar nicht zu übersehen und der weitere Fortschritt in der Kenntnis der eisenhaltigen und nichteisenhaltigen Legierungen wird in hohem Maße von den Berichten und Untersuchungsergebnissen der Metallographen abhängen.

Der Werdegang der Metallographie ist dem der analytischen Chemie sehr ähnlich gewesen; zuerst von vielen verspottet und selbst von Männern der Wissenschaft wenig verstanden, dann von einigen ohne Anteilnahme hingenommen und schließlich von allen als unentbehrlich angesehen. Heute ist die Metallographie eine allgemein anerkannte und angewandte Wissenschaft, und unsere Kenntnis auf diesem Gebiete ist so weit fortgeschritten, daß jeder neue Beitrag zu Fragen, die dieses Gebiet betreffen, mit Ungeduld erwartet, viel gelesen, erörtert und aufgenommen wird, und neue, verbesserte Apparate und Methoden mit Freuden begrüßt werden.

Um nun den Wert selbständiger Forschungsarbeiten zu erhöhen, möchten die Verfasser die Aufmerksamkeit aller derer, die auf diesem Gebiete tätig sind, auf die Zweckmäßigkeit der Anwendung einheitlicher Vergrößerungen lenken.

Unsere Kenntnis von den Gefügeumwandlungen der Legierungen beruht in erster Linie auf dem, was man mittels einer

[1]) Halcomb Steel Co., Syracuse. N. Y.

Digitized by Google

Linse sehen kann, zunächst mit dem Auge, dann mit Vergrößerungsgläsern, schließlich mit Mikroskopen verschiedener Stärke. Das beobachtete Bild liefert bestimmte Ergebnisse, auf denen wir unsere Theorien gründen und aufbauen. Bei der Erläuterung dieser Bilder im Vergleich zu anderen ist es offenbar von der größten Wichtigkeit, daß wir dem Leser oder Hörer das beobachtete Bild vollkommen klar und verständlich wiedergeben. Wollten wir versuchen, das Bild durch Worte zu beschreiben, würden wir sehr bald an den Grenzen der menschlichen Sprache angelangt sein. Durch Photographieren und daran anschließendes Beschreiben des Gefüges kann jeder das ursprüngliche Ergebnis selbst sehen, unseren Beschreibungen folgen und sich gleichzeitig sein eigenes Urteil bilden und seine eigenen Schlußfolgerungen ziehen.

Infolgedessen sind alle neueren Arbeiten über das Gebiet der Metallegierungen praktisch mehr oder weniger überreichlich mit Mikrophotographien versehen. Die Mikrophotographien sind beweiskräftig und werden im allgemeinen sorgfältig ausgewählt, um den Gegenstand der Untersuchung erschöpfend darzulegen. Aber oftmals erinnern wir uns, ein ähnliches Gefüge in einem anderen neueren Aufsatz gesehen zu haben. Wir sehen nach und vergleichen das Bild mit dem ersteren. Dann beginnen unsere Sorgen; denn das erste Bild wurde bei 475facher, das zweite hingegen bei 90facher Vergrößerung aufgenommen. Was werden wir tun? Wir müssen das eine Bild mit unserem geistigen Auge verkleinern oder das andere vergrößern. Nach mehr oder weniger anstrengender geistiger Gymnastik, durch welche wir in der Regel wenig günstiger gestellt werden als vorher, wenden wir uns zu einer anderen Gefügeaufnahme, die bei 500facher Vergrößerung aufgenommen ist. Wir verkleinern dann unter weiterer geistiger Anstrengung diese dritte Aufnahme.

Bei der Durchsicht der Literatur irgendeines Gegenstandes ist es nichts Außergewöhnliches, ein Dutzend und mehr verschiedene Vergrößerungen zu finden, welche in so verschiedenartigen Vervielfältigungen vorkommen, daß sie einen Vergleich der Korngrößen und Gefügeabmessungen unmöglich machen. Wir haben Gegenstände in Vergrößerungen veranschaulicht gesehen, die nicht nur geringfügige Abweichungen, sondern sehr verschiedenartige Zahlen aufweisen, wie 75, 80, 90, 125, 130 usw. Natürlich kommen nicht alle in einem Aufsatz vor, aber sie

Digitized by Google

kommen oft in zwei oder drei Arbeiten vor, die denselben Gegenstand behandeln. Die Folge dieses verworrenen Zustandes ist eine Verminderung des Wertes der Arbeiten der verschiedenen Verfasser für sie selbst und für andere, weil die Ergebnisse des einen nicht sogleich, bisweilen sogar überhaupt nicht, mit denen der anderen verglichen werden können.

Jeder ist schon diesem unerfreulichen Zustand im Laufe seiner Untersuchungen begegnet und hat sich in Anbetracht der Schwierigkeiten bei seinen eigenen Mikroaufnahmen auf einige ausgewählte Vergrößerungen beschränkt. Die gewählten Vergrößerungen eines einzelnen können und sind jedoch oft von denen anderer verschieden, so daß sich die Verhältnisse wohl etwas gebessert haben, keineswegs aber befriedigend sind.

Gebräuchliche Vergrößerungen.

Wir haben die Literatur über zahlreiche Gegenstände durchgesehen und haben die Arbeiten vieler Metallurgen gelesen. Die nachfolgende Tabelle zeigt die Vergrößerungen, die verschiedene Verfasser bei ihren Arbeiten angewendet haben.

Tabelle über einige in der metallographischen Literatur vorkommende Vergrößerungen.

Nr.	Verfasser	Angewandte Vergrößerung
1	Alloys Research Committee . . .	10, 20, 50, 60, 130, 140, 640, 850, 1000
2	Arnold	10, 45, 50, 60, 65, 66, 200, 250, 260, 315, 360, 460, 600, 650, 1000
3	Boynton	100, 250, 500, 750, 1000
4	Benedict	300, 400, 1000
5	Campbell	30, 40, 120, 500
6	Carpenter	150, 1000
7	Charpy	30, 60, 100, 200, 500
8	Guillet	200
9	Hadfield	50, 100, 250, 1000
10	Kroll	143, 150, 220, 250, 400, 500, 540, 600, 650, 840, 870, 900
11	Law	10, 100, 200, 1000, 2000
12	Levy	120, 200, 600, 1650
13	Longmur	155, 1000, 3000
14	Rosenhain	40, 150, 200, 400, 800, 1200, 1800
15	Stead	40, 50, 60, 80, 100, 125, 250, 300, 350, 460
16	Sauveur	100

Digitized by Google

Diese Tabelle zeigt, welch wirres Durcheinander in dieser Beziehung besteht. Früher hat man Mikrophotographien ohne Rücksicht auf die Vergrößerung mehr für gewöhnliche Bilder gehalten. Das geht daraus hervor, daß sich einige Verleger die Freiheit nehmen, das Bild zu verkleinern, um es der Druckseite anzupassen. Sehr oft ist der Betrag, um den das Bild verkleinert ist, nicht erwähnt. Denken wir an die Übereinkommen, die auf anderen Gebieten getroffen sind (beim Zugversuch haben wir den Normalstab, in der Chemie geben wir unsere Ergebnisse in Prozenten an usw.), warum sollen wir fortfahren, unsere metallographischen Ergebnisse (die selbst im günstigsten Falle schwer zu erläutern sind) in irgendeiner Vergrößerung von 1·0 an aufwärts auszudrücken, wie es gerade die Bequemlichkeit der Arbeiter oder der Bau des Apparates mit sich bringt?

Ein anderer interessanter Punkt hinsichtlich der Veröffentlichung der Mikroaufnahmen ist die Reproduktion. Einige sind auf feinem glänzenden Papier gedruckt, wo Einzelheiten klar hervortreten; andere hingegen auf rauhem Papier, auf gewöhnlichen Druckseiten, auf denen Feinheiten verloren gehen und das ganze Bild verschwommen erscheint. Wenn die Bilder für andere von Wert sein sollen, ist es notwendig, daß die Einzelheiten der Mikroaufnahme vollkommen wiedergegeben werden. Es wäre daher für die beteiligten Kreise sehr erwünscht, wenn für die Zwecke der Reproduktion geeignete Vorschläge gemacht würden, um die Feinheiten und den Wert des Bildes zu erhöhen.

Die Frage, die naturgemäß entsteht, ist folgende: Auf welche Art sollen wir unsere einheitlichen Vergrößerungen wählen, und welche sollen wir wählen? Die erste Frage ist leicht beantwortet. Es wird eine Kommission aus berufenen Männern eingesetzt, geradeso wie es bei anderen Prüfungsverfahren geschieht, die Vorschläge von Metallographen entgegennimmt und eine Reihe einheitlicher Vergrößerungen aufstellt. Die zweite Frage ist schwieriger zu beantworten. Die Verfasser sind nicht darauf vorbereitet, eine besondere Reihe einheitlicher Vergrößerungen zu empfehlen. Immerhin sind vielleicht die nachfolgenden Vorschläge von einigem Interesse:

Grundgedanken.

1. Die aufzustellenden einheitlichen Vergrößerungen sollten möglichst in der Nähe der Vergrößerungen liegen, die bei der ge-

Digitized by Google

wöhnlichen Anwendung von Objektiv und Okular, wie sie die verschiedenen Instrumentenmacher liefern, erhalten werden, so daß eine Probe leicht mit einer anderen Aufnahme verglichen werden kann.

2. Die einheitlichen Vergrößerungen müßten sich in Übereinstimmung mit der ersten Bedingung von 1·0 an aufwärts so gleichmäßig wie möglich bewegen.

3. Die Reihe für die einheitlichen Vergrößerungen müßte an Zahl so gering wie möglich sein, so daß alle Arbeiten, die ein und denselben Charakter tragen, in dieselbe Gruppe fallen.

4. Die einheitlichen Vergrößerungen müßten zahlreich genug sein, a) um sowohl allgemeine Ansichten von Proben zu geben, sowie auch etwaige Einzelheiten dieser allgemeinen Ansicht erkennen zu lassen, b) um das Gefüge in seinem günstigsten Aussehen zu zeigen, weil ja jedes Gefüge gewöhnlich nur innerhalb gewisser Grenzen von Vergrößerungen am günstigsten erscheint.

Obige Betrachtung ist einiges von dem, auf das die Verfasser zufällig gestoßen sind, und ist angestellt in der Hoffnung auf anregende Erörterung und Kritik, auf daß die Frage nach der Aufstellung einheitlicher Vergrößerungen für Mikroaufnahmen eine befriedigende Lösung finden möge.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II 19

DIE KONSTITUTION DES GUSSEISENS UND DIE WIRKUNGEN ÜBERHITZTEN DAMPFES AUF GUSSEISEN.

Von **William Campbell** und **John Glassford**, Columbia-Universität, New-York, N. Y.

(Übersetzt von E. Wetzel.)

Es ist wiederholt beobachtet worden, daß Gußeisenformstücke in Rohrleitungen für überhitzten Dampf eine besondere Art Zersetzung erfahren haben, in deren Verlauf sie anschwollen, brüchig wurden und schließlich versagten. Sehr schlechte Proben waren völlig in eine zerreibbare Masse umgesetzt worden, die zwischen den Fingern zerbröckelt werden konnte. Andererseits ist bekannt, daß Gußeisenformstücke in Rohrleitungen für überhitzten Dampf jahrelang gebraucht worden waren, ohne daß Zersetzungen eingetreten sind. Der Gegenstand dieser Untersuchung war, zu bestimmen:

1. Die Natur der Zersetzung.

2. Warum einige Gußeisen zersetzt werden, während andere nicht zersetzt werden.

3. Wie die Korrosionen auf ein möglichst geringes Maß beschränkt werden können.

„Die Wirkung überhitzten Dampfes auf Gußeisen- und Gußstahlformstücke" war der Gegenstand einer Besprechung der American Society of Mechanical Engineers auf der Versammlung zu Boston im Dezember 1909.[1]) In dieser Versammlung berichtete Ira N. Hollis:

a) „Nach einer Betriebszeit von einigen Monaten sind bei Formstücken Risse und kleine Formänderungen aufgetreten,

[1]) Journ. Amer. Soc. Mech. Eng., December, 1909.

Digitized by Google

b) Gußstücke, die gesondert überhitztem Dampf von etwa 500° F (260° C) ausgesetzt waren, haben bleibende Zunahme einiger Abmessungen gezeigt.

c) Zugproben von solchen Gußstücken, die im Betriebe versagt hatten, lassen in einigen Fällen die Möglichkeit bleibender Festigkeitsabnahme erkennen."

Er sieht den Nachweis der Festigkeitsabnahme der Formstücke nach langer Benutzung in überhitztem Dampf nicht als vollständigen oder folgerichtigen Beweis dafür an, daß der überhitzte Dampf die Abnahme verursacht hat. Ein 8 × 6 × 6zöll. (20 × 15 × 15 cm) T-Stück, durch das Dampf von 175 Pfd. (12·3 kg/qcm) Druck und 500 bis 580° F (260 bis 304° C) geleitet wurde, versagte nach 14 Monaten. Die chemische Analyse ergab:

Kohlenstoff . .	3·47 %
Mangan . . .	0·10 %
Phosphor . . .	0·366 %
Schwefel . . .	0·062 %
Silizium . . .	1·41 %

Die Zugfestigkeit von 6 an verschiedenen Stellen des T-Stückes entnommenen Proben betrug:

889	kg/qcm	(12.646	Pfd./Quadratzoll)	
1005	„	(14.295	„	„)
1833	„	(26.080	„	„)
1917	„	(27.270	„	„)
1988	„	(28.280	„	„)

Es war vermutlich Geschützgußeisen. Proben, die von einem anderen unbrauchbar gewordenen Formstück entnommen waren, wiesen keine Festigkeitsabnahme auf. Hollis folgert daraus, daß die Brüche durch die Beanspruchungen der Formstücke infolge Ausdehnung und Zusammenziehung der langen Rohrleitungen, in denen sie eingebaut waren, verursacht wurden, und daß der überhitzte Dampf nichts damit zu tun habe.

Arthur S. Mann berichtet auf derselben Versammlung, daß in zahlreichen Fällen für Überhitzer „besonders schwere Gußstücke und Ventile" verwendet worden sind. „Nach einer kurzen Zeit, nach sechs Monaten oder vielleicht noch weniger, traten Brüche und Lecks auf. Die Ventilsitze wurden lose, das Gußstück wuchs der Länge nach, und es entstanden Oberflächenrisse, die so groß

Digitized by Google

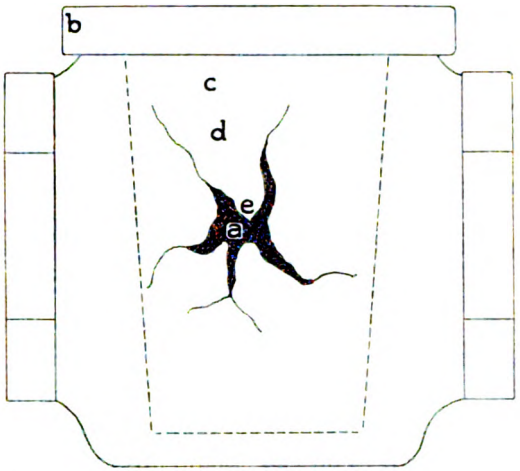


Fig. 1.
Gußeisen-Hahn, der in überhitztem Dampf von 800 bis 900° F (427 bis 482° C) versagt hatte. ($^1/_3$ der natürlichen Größe)

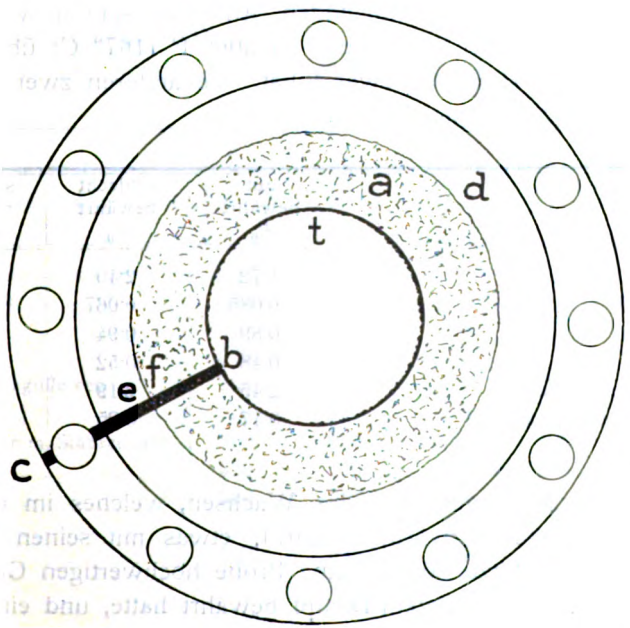


Fig. 2.
Gußeisen-Flansch, in überhitztem Dampf zersetzt. ($^1/_4$ der natürlichen Größe.)

a = angegriffene, dem Dampf ausgesetzt gewesene Oberfläche.
d = nicht angegriffene Oberfläche, durch Packungen geschützt.
t = Gewinde, vollständig zersetzt.
b c = Schliff für die mikroskopische Untersuchung.

Digitized by Google

und zahlreich wurden, daß das Gußstück von der Leitung entfernt werden mußte.“ Ein gewöhnliches, extraschweres Rohrstutzen-T-Stück von 8 Zoll (203 mm) lichtem Durchmesser, mit einer $^7/_8$ zöll. (22·2 mm) Wandstärke und $^5/_8$zölligen (15·9 mm) Flanschen, das aus gewöhnlichem Eisen mit einer Zugfestigkeit von 18.000 Pfd. (1265 kg/qcm) hergestellt ist, wird in überhitztem Dampf von 175 Pfd. (12·3 kg/qcm) Druck und einer Temperatur von 577° F (303° C), (200° F [111° C] überhitzt), versagen. Innerhalb eines Jahres wird die Oberfläche ein Netzwerk von Rissen aufweisen, von denen einige an Tiefe zunehmen werden, bis sie sich durch die volle Wandstärke erstrecken. Die Flanschen werden außen an den Schraubenlöchern brechen, und das Formstück wird gefährlich werden. Er hat gefunden, daß selbst Stahlgußstücke in überhitztem Dampf versagt haben. Von 25 Stahlguß-Absperrventilen waren nach einjährigem Betrieb nicht mehr als vier dicht; einige im Guß eingetretene Fehler lassen den Dampf durch die Wandung hindurchtreten.

Die erste der nachfolgenden Analysen stammt von einem Eisen, das sich vier Jahre lang in 300° F (167° C) überhitztem Dampf in jeder Hinsicht bewährt hat, die anderen zwei stammen von Güssen, die versagt hatten.

	gut bewährt %	schlecht bewährt %	schlecht bewährt %
Silizium	1·72	2·40	1·98
Schwefel	0·085	0·067	0·68
Phosphor	0·89	0·94	0·65
Mangan	0·48	0·52	0·42
Gesamtkohlenstoff	2·45	3·19	3·31
Gebundener Kohlenstoff	0·17	0·25	0·24

In der Annahme, daß das Wachsen, welches im Gußeisen nach wiederholtem Erwärmen auftritt, etwas mit seinen Brüchen zu tun habe, erhitzte Mann eine Probe hochwertigen Gußeisens, welches sich in überhitztem Dampf bewährt hatte, und eine Probe gewöhnlichen Gußeisens vier Tage lang auf Dunkelrotglut; die Proben wurden jeden Tag an der Luft abgekühlt. Er fand, daß das hochwertige Eisen etwas mehr an Länge zunahm, als das gewöhnliche Eisen. Der Versuch weist darauf hin, daß das Guß-

Digitized by Google

eisen durch das Wachsen nicht notwendigerweise für die gewöhnlich angewendete Überhitzung im Kesselhaus ungeeignet wird.

Mann folgert, daß überhitzter Dampf nicht von selbst Schäden einleitet, und vermutet, daß das gesunde Material keine Änderungen erleidet, weder chemische noch Gefügeänderungen; wenn aber eine ursprüngliche Fehlstelle vorhanden ist, so wird diese durch überhitzten Dampf vergrößert. Seine Meinung ist, daß Silizium das gefährlichste Element im Eisen ist. Wenn es auch zu weit gehen würde, zu sagen, daß jedes siliziumreiche Eisen versagen und jedes siliziumarme Eisen sich bewähren wird, so gibt es doch viele Anzeichen, die für die Richtigkeit einer solchen Vermutung sprechen. „Auf alle Fälle hat sich Eisen mit wenig Silizium, wenig Phosphor und wenig Kohlenstoff, also Geschützgußeisen, bewährt." Er schließt daraus, daß das Mittel gegen das Übel der Gebrauch eines Gußeisens von guter Beschaffenheit ist

Edward F. Miller sprach auf derselben Versammlung über zahlreiche Zugversuche mit Gußeisen, Geschützgußeisen und Stahlguß, die überhitztem und gesättigtem Dampf ausgesetzt waren; die Ergebnisse sind in der nachfolgenden Tabelle zusammengestellt:

Proben	Stunden in überhitztem Dampf	Stunden in gesättigtem Dampf	Festigkeitsabnahme	Graphit %	Silizium %
Gußeisen	260	460	2·4	3·02	1·88
„	260	460	9·5	2·84	2·26
„	520	920	1·8	—	—
Geschützgußeisen . .	260	460	3·5	2·60	0·54
„ . .	520	920	2·1	2·44	1·65
Gußeisen m. Stahlzusatz	520	920	0·4	2·64	1·25
Stahl	520	920	1·8	—	—
„	520	920	1·9	—	—
„	520	920	1·5	—	—
„	520	920	24·0	—	—

Die Ergebnisse lassen keine Gesetzmäßigkeit erkennen und sind nicht sehr beweiskräftig; sie zeigen aber, daß die geprüften Metalle im allgemeinen eine Festigkeitsabnahme erfahren haben, die von ihrem Verweilen im Dampf herrührt.

Digitized by Google

Albert A. Cary[1]) vermutet, nachdem er in einer Anzahl von Werken, die Betriebsstörungen mit überhitztem Dampf hatten, Nachfrage gehalten hatte, daß viele, wenn nicht die meisten dieser Schäden durch falsche Anordnung der Rohrleitungen verursacht waren. Er glaubt, daß wenig Grund zu der Annahme vorhanden sei, daß Dampf bei jedem Material chemische Wirkungen auf die Metallteile ausübe und meint, daß bei Temperaturen unter 500° F (260° C) gewöhnliche hochwertige schwere Formstücke sehr wohl gebraucht werden könnten. Er führt Versuche aus dem Watertown-Arsenal an, wo Proben von Geschützgußeisen ihre Festigkeit von 30.000 Pfd./Quadratzoll (2109 kg/qcm) bei einer Temperatur von 900° F (482° C) behaupteten. Bei höheren Temperaturen sank die Festigkeit allmählich, bis sie bei 1500° F (816° C) auf 10.000 Pfd./Quadratzoll (703 kg/qcm) gefallen war. Er glaubt, daß bei diesem Eisen bei 900° F (482° C) ohne Zweifel Gefügeänderungen vorgekommen seien, und daß solche Änderungen bei anderen Gußeisensorten wahrscheinlich bei einer noch tieferen Temperatur vorkämen. Er fügt hinzu, daß weicher Stahl das Maximum an Festigkeit bei 500° F (260° C) erreiche, und daß seine Festigkeit bei weiterer Zunahme der Temperatur schnell abnehme. Untersuchungen hat er nicht ausgeführt.

John Primrose[2]) vermutet, daß überhitzter Dampf für Schäden verantwortlich gemacht werde, die bereits im ursprünglichen Gußstück vorhanden gewesen wären. Obgleich Probestangen, die von einem unbrauchbar gewordenen Formstück abgeschnitten waren, etwa 50% geringere Festigkeit zeigten, als sie ursgrünglich haben sollten, so sei nicht erwiesen, daß der Verlust von überhitztem Dampf herrühre, da Gußformstücke auch in gesättigtem Dampf unbrauchbar werden. Er berichtet, daß in Europa, wo überhitzter Dampf viel länger im Gebrauch ist als in den Vereinigten Staaten, keine Schwierigkeiten eingetreten seien. Er erwähnt gewisse Gußeisenformstücke, die im Überhitzer eines Kessels in Gasen von 1000 bis 1200° F (538 bis 649° C) im Gebrauch gewesen sind und Dampf von 175 Pfd. (12·3 kg/qcm) Druck und 150° F (83° C) Überhitzung geleitet hatten. Sie waren 8 Jahre lang im Betrieb und wiesen keinerlei Anzeichen von Schäden auf.

---

[1]) „Iron Age", April 7. 1910.

[2]) „Power", Juni 8. 1909.

Digitized by Google

Ein wohlbekannter Metallurge führte mikroskopische Prüfungen von Schliffen von Einlaß-Formstücken (gesättigter Dampf) und Auslaß-Formstücken (überhitzter Dampf) von einem Überhitzer aus. Er fand keine Gefügeverschiedenheiten im Eisen und äußerte sich dahin, daß unter 700° F (371° C) keine zu erwarten wären.

Andererseits hatte ein Formstück versagt, durch das Dampf von nur 30° F (16·7° C) Überhitzung geleitet wurde, während andere Formstücke aus derselben Leitung, durch die erheblich höher überhitzter Dampf geleitet wurde, nicht angegriffen wurden. Er glaubt, daß zur Zerstörung der Gußstücke mehr nötig ist als Uberhitzung, und daß plötzliche Änderungen in der Temperatur und im Feuchtigkeitsgehalt des Dampfes wahrscheinlich die mächtigsten Ursachen sind.

Die verschiedenen Beziehungen zwischen dem Wachsen des Gußeisens und den Erhitzungen machen es notwendig, diesen Gegenstand eingehender zu erörtern.

A. E. Outerbridge[1]) fand, daß eine Gußeisenstange von 1 Quadratzoll Querschnitt und 376 mm Länge bei wiederholtem Erwärmen und Abkühlen wuchs, bis sie 419·1 mm lang und 28·6 mm breit war. Er beobachtete keine Gewichtszunahme. Das spezifische Gewicht änderte sich von 7·13 auf 6·01. Erhitzen der Stangen auf 1450° F (788° C) vergrößerte die Länge bei einer Erhitzung um 1·6 mm. Bei 1200° F (649° C) ist der Betrag der Ausdehnung viel geringer und unterhalb sichtbarer Rotglut so unbedeutend, daß er sich nicht der Mühe unterzog, sie zu messen. Eine 12zöllige (304·8 mm) Stahlstange andererseits zog sich nach 61 Erhitzungen um 3·2 mm zusammen. Schweißeisen zog sich gleichfalls zusammen. Stangen von einem Eisenrost 10 Fuß von der Flamme eines Ofens, wuchsen der Länge nach von 22 auf $24^1/_2$ Zoll (11·4%) und in der Dicke $37^1/_2$%. Er beobachtete, daß sich siliziumreiches Eisen mit wenig gebundenem Kohlenstoff mehr ausdehnt, als Eisen mit wenig Silizium und viel gebundenem Kohlenstoff.

Er glaubt, daß die Änderung „eine molekulare und keine chemische“ ist, indem er so seine ursprüngliche Theorie von der molekularen Beweglichkeit des Gußeisens unterstützte. „In grauem Gußeisen sind die Moleküle oder Kristalle verhältnismäßig lose

[1]) Journal Franklin Institute, Februar 1904.

Digitized by Google

miteinander verbunden, die intermolekularen Zwischenräume sind mit freiem Kohlenstoff angefüllt. In gewöhnlichem Stahl tritt kein Kohlenstoff auf, deshalb sind die Moleküle fester vereinigt . . . . Die Moleküle des Gußeisens, die viel beweglicher sind als die des Stahles, sind bestrebt, weiter auseinanderzugehen, wenn die Masse des geschmolzenen Metalles langsam abkühlt, als wenn sie rasch abkühlt, daher das gröbere Korn. Outerbridge erklärt das Wachsen des Gußeisens durch eine ähnliche Anordnung der Moleküle in größerer gegenseitiger Entfernung, wenn es sich von Temperaturen unterhalb des Schmelzpunktes abkühlt.

Rugan und Carpenter[1]) erwähnen, daß Eisenventile in überhitztem Dampf von 366° C (691° F) dauernd an Größe zunehmen, glauben aber, daß diese Erscheinung von dem Wachsen, das in Luft bei höheren Temperaturen stattfindet, verschieden ist.

Bei wiederholtem Erwärmen von Gußeisenproben in Luft von 600° C ist kein Wachsen beobachtet worden. Bei 650° C (1202° F) trat nennenswertes Wachsen nach 2 Erwärmungen ein. Der Betrag der Ausdehnung erreichte ein Maximum, als die Erwärmungen bei 860° C vorgenommen wurden. Damit Wachsen stattfindet, ist sowohl Erhitzen wie auch Abkühlen nötig.

Drei gewöhnliche Graugußsorten erreichten nach 94 Erhitzungen ein Maximum im Wachsen. Die Werte schwankten zwischen 35·21% und 37·5%. In allen Fällen war das Wachsen von Gewichtszunahme begleitet.

Weißes Eisen, das keinen Graphit und nur sehr wenig Silizium, 0·2 bis 0·3%, enthielt, schrumpfte um 0·5% zusammen.

Hochkohlenstoffhaltiges Eisen mit mittlerem Siliziumgehalt, das etwas Graphit enthielt, wuchs 8·7 bis 12·65% nach 60 Erwärmungen.

Zwei Weißeisensorten zogen sich zuerst zusammen, dehnten sich aber dann aus: beide Eisensorten wurden bei den Erhitzungen grau. Der Übergang von Zusammenziehung zu Ausdehnung fiel mit dem Erscheinen von freiem Kohlenstoff zusammen.

Graueisen mit 3·4 bis 3·98% Kohlenstoff und 1 bis 6% Silizium wuchs von 15·4 bis 63% und nahm an Gewicht um 0·65 bis 13 2% zu. Die Volumen- und Gewichtszunahme war dem anwesenden Siliziumgehalt proportional. Während der Erwärmung

[1]) Journal Iron and Steel Instit. 1909, Nr. 2, Seite 29.

Digitized by Google

ging das Silizium von einer in Salzsäure löslichen Form in eine in Salzsäure unlösliche Form über.

Eisensiliziumlegierungen ohne Graphit wuchsen nicht.

Ein siliziumreiches Graueisen, welches in Luft um 62% wuchs, zog sich im Vakuum um 0·04% zusammen unter Bildung des 1·11fachen Volumens Gas. Ein anderes Eisen derselben Art, welches so lange im Vakuum erhitzt wurde, bis es aufhörte, Gas zu entwickeln, wuchs bei den nachfolgenden wiederholten Erhitzungen in Luft 67·7%. „Die stark gewachsenen Legierungen haben ihren metallischen Glanz fast völlig verloren. Sie sahen eher aus wie Kreide als wie Metall."

Eine Legierung, die 3·4% Kohlenstoff und 6% Silizium enthielt, und die sich in Luft um 3·5% ausdehnte, wuchs nach wiederholtem Erwärmen im Vakuum 11·1%.

Das allmähliche Eindringen von Gasen in die Legierungen während des Wachsens wurde mikroskopisch untersucht. Die Gefügeänderungen wurden festgestellt. Graphit wird aus seiner ursprünglichen Lage entfernt; die verbleibenden Hohlräume werden oxydiert und es werden zahlreiche kleine Löcher gebildet; das Gefüge wird völlig umgewälzt.

Die Verfasser folgern aus ihren Untersuchungen, daß Wachsen durch eine oder mehrere der nachfolgenden Ursachen hervorgerufen werde:

a) teilweise Oxydation des Kohlenstoffes, welche sich mit zunehmendem Siliziumgehalt vermindert und gleich Null wird, wenn der Siliziumgehalt 6% beträgt;

b) wahrscheinlich vollständige Oxydation des ursprünglich als Eisensilizid vorhandenen Siliziums zu einem Gemisch von Eisenoxyd und Kieselsäure;

c) teilweise Oxydation des nicht mit dem Silizium verbundenen Eisens;

d) Abscheidung von freiem Kohlenstoff infolge Zerfalles des Zementits;

e) Ausdehnung des okkludierten Wasserstoffes.

Rugan und Carpenter weichen demnach in ihrer Theorie der Ursachen der Erscheinung grundsätzlich von Outerbridge ab.

In einem zweiten Bericht über Wachsen von Gußeisen nach wiederholten Erwärmungen[1]) fand Carpenter, daß Phosphor das

[1]) Journal Iron and Steel Institute. I. 1911. Seite 196.

Digitized by Google

Wachsen zu vermindern pflegt. Schwefel ist niemals in so großen Mengen zugegen, daß ihm ein nennenswerter Einfluß auf das Wachsen zukäme. Mangan verzögert das Wachsen in allen Fällen und vermindert den absoluten Betrag in den meisten Fällen. Gelöste Gase haben keinen Einfluß auf das Wachsen eines Eisens, das mehr als 3% Silizium enthält. Sie können Wachsen von 1 bis 2% hervorrufen, wenn der Siliziumgehalt zwischen 1·75 und 3% liegt. Ihr Einfluß ist am größten, wenn der Siliziumgehalt 1% nicht übersteigt; sie können dann Wachsen von wenigstens 10% hervorrufen. Bevor die Untersuchungen des Gefüges des Eisens, welches überhitztem Dampf ausgesetzt gewesen ist, aufgenommen wird, ist es nötig, einiges über die Konstitution des Gußeisens zu sagen.

Die Konstitution des Gußeisens.

Das Eisenkohlenstoffdiagramm von Roberts-Austen,[1]) abgeändert von Roozeboom,[2]) zeigt, daß Legierungen von reinem Eisen und Kohlenstoff bei der Erstarrung aus zwei Phasen bestehen, Graphit und einer festen Lösung von Kohlenstoff im Eisen (Austenit mit 2% Kohlenstoff). Bei 1000° C vollzieht sich eine Reaktion zwischen dem Austenit und dem Graphit unter Bildung von Eisenkarbid oder Zementit (Fe_3C). Bei 690° C spaltet sich der Austenit, welcher von 1000° C herunter bis 690° C Zementit abgeschieden hat und nun 0·9% Kohlenstoff gelöst enthält, in ein mechanisches Gemenge von reinem Eisen (Ferrit) und Eisenkarbid (Zementit). Dies ist der eutektoidische Perlit. Bei gewöhnlichen Temperaturen besteht also das System aus Ferrit und Zementit.

Das Diagramm steht jedoch nicht im Einklang mit den Tatsachen, daß das durch Erhitzen eines Weißeisens mit 3·5 bis 4% Kohlenstoff auf Temperaturen zwischen 750 und 950° C (Temper-Verfahren) entstandene Erzeugnis Ferrit und Graphit ist.

Um dies zu berücksichtigen, wurde das Doppeldiagramm[3]) aufgestellt, in welchem wir zwei Systeme haben: das stabile System Ferrit-Graphit und das metastabile System Ferrit-Zementit.[4])

[1]) Fifth Report. Alloys Research, Committee, Inst. Mech. Eng., London, 1899.
[2]) Zeitschr. phys. Chemie. 34. 1900. 437.
[3]) Heyn, Zeitschr. Elektrochemie. 9, 1900, 491.
[4]) Benedicks, Metallurgie, 1908.

Digitized by Google

Goerens und Gutowsky[1]) fanden bei der Prüfung von Proben, die in verschiedenen Zuständen während der Erstarrung abgeschreckt waren, daß die zuerst gebildeten Phasen bei der Erstarrung Austenit und Zementit sind, und daß Graphit durch den Zerfall des Zementits entsteht.

Carpenter und Keeling[2]) überprüften die Ergebnisse Roberts-Austens und fanden zwei neue Linien im Diagramm, eine gerade unterhalb 800° C, die andere bei 600° C.

Schließlich teilt Upton in einem Bericht über das Eisen-Kohlenstoff-Gleichgewicht[3]) sein Diagramm mit und zeigt, daß bei der Erstarrung bei 1145° C die beiden Phasen Graphit und Austenit sind. Bei 1095° C findet zwischen Austenit und Graphit eine Reaktion statt, die eine neue Phase Fe_6C mit 3·46% Kohlenstoff bildet. Bei 800° C geht Fe_6C in Fe_3C mit 6·68% Kohlenstoff und Austenit über; bei 725° C tritt die Umänderung Austenit-Perlit auf, während bei 615° C Fe_3C in Ferrit und Fe_2C mit 9·67% Kohlenstoff zerfällt. Er folgert, daß Fe_6C, Fe_3C und Fe_2C im gewöhnlichen Mikroskop wahrscheinlich nicht voneinander zu unterscheiden sind. Obgleich das Uptonsche Diagramm die Veränderung im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm zur Genüge erklärt, hat es doch noch nicht die Beachtung gefunden, die es verdient.

In gewöhnlichen Gußeisensorten, welche sich nicht im Gleichgewichtszustand befinden, treten folgende Bestandteile auf: Graphit, Zementit (der also nach Upton auch Fe_6C und Fe_2C sein kann), Perlit und Ferrit. Diese Eisensorten enthalten mehr oder weniger Silizium, Mangan und Phosphor. Silizium ist im Ferrit vollständig löslich.[4]) Mangan kann teilweise im Ferrit gelöst sein, teilweise als Eisen-Mangan-Doppelkarbid zugegen sein. Phosphor ist hauptsächlich als Eisenphosphid Fe_3P vorhanden, begleitet das Eisenkarbid und bildet, wenn es in großen Mengen zugegen ist, ein schmelzbares Eutektikum.

Versuchsergebnisse.

Zur Feststellung der Ursache der Zersetzung wurden zwei Gußeisenformstücke herangezogen, ein Hahn und ein Flansch,

[1]) Metallurgie 1908.

[2]) Journal Iron and Steel Inst. I, 1904; Nat. phys. Lab. I. 227.

[3]) Journal Phys. Chem. 12. 1908. 507.

[4]) Gontermann, Zeitschr. anorganische Chemie 59. 373. Die feste Lösung von Silizium im Ferrit wird Siliziumferrit genannt.

Digitized by Google

welche an der Austrittsstelle eines besonders geheizten Uberhitzers etwa zwei Jahre lang im Gebrauch gewesen waren. Sie leiteten Dampf von 50 bis 75 Pfd. (3·5 bis 5·3 kg/qcm) Druck und 800 bis 900° F (427 bis 482° C). Der Überhitzer war sechs Tage, eine Woche, lang im Gebrauch und kühlte über Sonntag ab. Die beiden Gußstücke sind in den Abbildungen 1 und 2 wiedergegeben. Der Hahn war am meisten angegriffen; er war angeschwollen, geborsten und brach unter innerem Druck auf. Bei a war das Metall so bröckelig, daß es zwischen den Fingern zerrieben werden konnte; es war schwarz, schwach metallisch glänzend und wurde leicht vom Magneten angezogen. Eigentümlicherweise war das Metall an der gegenüberliegenden Stelle des Hahnes augenscheinlich nicht angegriffen. Die Gußnaht verlief parallel zu den Seiten; welches beim Gießen des Hahnes die obere Seite war, konnte nicht festgestellt werden. Der Flansch, Abbildung 2, war, wie ersichtlich, auf der Dampfseite angegriffen; aber anstatt sich auszudehnen, war er auf eine Länge von 16 Zoll ausgenagt; am Umkreis, wo der Flansch durch Packungen geschützt war, war das Material nicht angegriffen. Das Gewinde auf der Innenseite des Flansches war durch und durch zersetzt und war beinahe ebenso bröckelig wie die mittlere Stelle des oben erwähnten Hahnes.

Die chemische Analyse des Pulvers aus der Hauptstelle der Zersetzungen beim Hahn ergab:

Eisen . . .	74·48%
Graphit . .	1·17%
Silizium . .	1·42%

Es wurden vier Schliffe vom Hahn hergestellt; sie wurden poliert und mikrophotographiert.

Abb. 3 (Vergrößerung 50fach) zeigt das Gefüge des Eisens an der in Abb. 1 mit b bezeichneten Stelle des Hahnes. Diese Stelle ist soweit wie möglich von der am stärksten angegriffenen Stelle entfernt. Wir können kaum annehmen, daß der Dampf hier irgendeinen Einfluß ausgeübt hat. Das Bild zeigt das charakteristische Gefüge des Gußeisens, dünne Graphitblättchen in metallischer Grundmasse. Nach der Ätzung bestand die Grundmasse aus etwas Zementit und Perlit, während der Graphit größtenteils im Siliziumferrit auftritt. Dies ist aus Abb. 4 ersichtlich (Vergrößerung 50fach).

Digitized by Google

Abb. 5 und 6 (Vergrößerung 50fach) zeigen die Außenseite und Innenseite eines Schliffes an einer Stelle, die dem Mittelpunkt der Korrosionen näherliegt, bei c in Abb. 1. In Abb. 5 tritt der Graphit größtenteils in Nestern auf, die Grundmasse ist ähnlich der in Abb. 4 wiedergegebenen, nur etwa dreimal so grob. In Abb. 6 ist das Gefüge noch gröber als in Abb. 5. Dies rührt hauptsächlich daher, daß jedes Graphitblättchen hier von einem Eisenoxydhof umgeben ist.

Bei d ist die Korrosion sehr weit vorgeschritten; die Graphitblättchen mit ihren Oxydumhüllungen bilden häufig ein ununterbrochenes Netzwerk. Bei e war die Korrosion völlig durchgedrungen; die Masse war porös. Abb. 7 (Vergrößerung 50fach) stammt von der Außenseite, Abb. 8 von der Innenseite der Stelle d, beide ungeätzt. Abb. 9 und 10 sind ähnliche Schliffe von Stelle e, geätzt. Man sieht, daß der Siliziumferrit zuerst, der Zementit zuletzt oxydiert worden ist.

Der Flansch wurde entsprechend der Abb. 2 eingeschnitten. Das Gefüge wurde von c bis b untersucht. Die Änderungen in der Größe der Graphitblätter sind geringer als die in den Abb. 3 und 5, vom Hahn, wiedergegebenen

Das gewöhnliche Gefüge, aufgenommen bei c ist in Abb. 11 wiedergegeben (Vergrößerung 50fach; geätzt). Der Graphit tritt nahe der Außenseite des Gußstückes in charakteristischen Nestern, mehr nach dem Innern zu in Blättchenform auf. Die Grundmasse zeigt hellglänzenden Zementit und Perlit, der unmerklich im Siliziumferrit eingebettet liegt, in dem auch die Graphitnester vorkommen. Mehr nach e zu ändert sich das Gefüge; es ist in Abb. 12 wiedergegeben (geätzt). In der Grundmasse ist eine bemerkenswerte Änderung eingetreten, die ihr Maximum bei f erreicht (siehe die Abb. 13 und 14; Vergrößerung 50fach; geätzt). Um die Graphitblätter liegen dicke Oxydhüllen. Die Grundmasse hat sich verändert, besonders der Siliziumferrit, welcher jetzt in prachtvollen Farben angelaufen ist. Der Perlit ist beinahe als gewöhnlicher Perlit gänzlich verschwunden. Nach dem Mittelpunkt zu, bei b, kehrt das Gefüge eigentümlicherweise wieder um und wird normal, ausgenommen an der inneren Oberfläche, wo das Gewinde zerstört ist. Hier haben wir feine dünne Lagen mit einem Gefüge, wie es in den Abb. 13 und 14 wiedergegeben ist.

Digitized by Google

Diese von den Korrosionen herrührenden Änderungen können nacheinander entstanden sein. Zuerst ist eine dünne Oxydhülle um den Graphit gebildet worden, welche den vom Graphit eingenommenen Zwischenraum vergrößert und einen Riß bildet, welcher in der Entstehung mit Oxyd angefüllt wird; so erhalten wir bald ein vollständiges Netzwerk von Graphit und Oxyd. Diese Änderung macht sich zuerst im Siliziumferrit bemerkbar, als ob dies der weichste Bestandteil wäre. Während diese Veränderung weiter fortschreitet, geht eine bemerkenswerte Umlagerung in der metallischen Grundmasse von statten. Der Siliziumferrit geht in ein bei der Ätzung anlaufendes Material über (ähnlich dem Austenit), und der gewöhnliche Perlit verschwindet. Der Zementit wird zuletzt oxydiert. Wenn das Oxyd-Graphit-Netzwerk vollendet ist, ist die Masse äußerst brüchig geworden; in der Tat besteht sie dann aus einem Metall, das mit Oxyd verkittet und demgemäß leicht pulverisierbar ist.

Um die Änderungen und die Wirkungen auf Zusammensetzung und Gefüge zu verfolgen, die eintreten, wenn Gußeisen überhitztem Dampf ausgesetzt wird, wurde eine Anzahl von Proben in überhitztem Dampf von 425° C (800° F) und 95 Pfd. (6·68 kg/qcm) Druck 30 und dann 90 Tage lang erhitzt und auf Volumen- und Gewichtszunahme und Kleingefüge hin untersucht. Eine andere Reihe wurde 72mal in Luft von 425° C erhitzt, auf Zimmerwärme abgekühlt, dann untersucht.

Behandelte Proben.

1. Waschmetall (washed metal).
2. Weißeisen für schmiedbaren Guß . . . . . Si = 0·64%
3. # 264. Stahlguß 0·35 C, 0·66% Mn.
4. # 644. schmiedbarer Guß . . . . . „ = 0·88%
5. # 800. 1—¼zöll. Sandguß . . . . . „ = 0·35%
6. # 801. 1 quadratzöll. Sandguß . . . . . „ = 0·45%
7. # 802. 1—¼zöll. Sandguß . . . . . „ = 0·70%
8. # 803. 1—¼zöll. Sandguß . . . . . „ = 0·95%
9. # 804. 1 quadratzöll. Sandguß . . . . . „ = 1·25%
10. # 805. 1—¼zöll. Sandguß . . . . . „ = 1·35%
11. # 806. 1 quadratzöll. Sandguß . . . . . „ = 1·95%
12. # 807. 1—¼zöll. Sandguß . . . . . „ = 2·00%
13. # 808. 1 quadratzöll. Sandguß . . . . . „ = 2·19%
14. # 809. 1 quadratzöll. Sandguß . . . . . „ = 2·5 %
15. # 795. 1 quadratzöll. Sandguß . . . . . „ = 1·48%

Digitized by Google

16. # 796. 1 quadratzöll. Sandguß . . . . . Si = 1·70%
17. # 797. 1 quadratzöll. Sandguß . . . . . „ = 1·89%
18. # 644. 1 quadratzöll. Röhreneisen . . . . „ = 1·75%
19. # 657. # 3 Gießereieisen . . . . . „ = 2·0 %
20. # 660. „Silbergraues" Eisen . . . . . „ = 5·5 %
21. 799. Geschützgußeisen.
22. # 784. Hahn vom Überhitzer . . . . . „ = 2·13%
23. # 784. Flansch vom Überhitzer . . . . . „ = 2·29%

Die erste Reihe, 30 Tage lang erhitzt, bestand aus Nr. 1, 2, 4, 18, 19, 20, 22 und 23. Deutlich meßbares Wachsen wurde nicht beobachtet, mit Ausnahme der Probe 20, welche 3·7% an Länge zunahm; sie zeigte auch die maximale Gewichtszunahme von 1·4%.

Die zweite Reihe, 90 Tage lang erhitzt, bestand aus den Proben Nr. 3, 5 bis 17 und 21, mit denen Messungen ausgeführt wurden. Außerdem wurden Proben der ersten Reihe, welche 30 Tage lang erhitzt worden waren, für mikroskopische Untersuchungen miteingeschlossen. Die Längenzunahme war unregelmäßig; das Maximum betrug etwa 2%; die Gewichtszunahme war noch unregelmäßiger und erreichte ein Maximum von 1·95% bei Probe Nr. 14.

Diese Ergebnisse reichten, obgleich sie darauf hindeuten, daß Änderungen eingetreten sind, nicht hin, um Schlußfolgerungen daraus zu ziehen. Unter dem Mikroskop zeigte sich, daß die Änderungen hauptsächlich oberflächlich waren. Das Hauptgewicht muß daher auf die mikroskopischen Untersuchungen der Proben gelegt werden.

Ergebnisse der Gefügeuntersuchungen.

Waschmetall (washed metal). Das gewöhnliche Gefüge weist das allgemeine grobe eutektisch-ähnliche Gemisch von Zementit und Perlit auf. 30 und 90 Tage langes Behandeln verursacht Oberflächenoxydation. Risse, die durch das Abbrechen der Proben von dem ursprünglichen Stücke verursacht waren, wurden gleichfalls mit Oxyd ausgefüllt.

Weißeisen für Temperguß. 30- und 90tägige Behandlung in überhitztem Dampf und abwechselndes Erhitzen und Abkühlen an der Luft führte zu ähnlichen Ergebnissen wie vorstehend. Die einzige Änderung ist gewöhnliche Oberflächenoxydation.

264. Stahl. Ähnliche Ergebnisse; nur Oberflächenoxydation.

644. Schmiedbarer Guß. Nur Oberflächenoxydation.

Digitized by Google

800. Si = 0·35%. Das gewöhnliche Gefüge besteht aus schönen großen, dünnen Graphitblättern und wenig Zementit; in einer Grundmasse von Perlit.

Die 90tägige Behandlung verursachte die gewöhnliche Oberflächenoxydation. Außerdem jedoch schwollen Teile der Oberfläche infolge Oxydation um die gröbsten Graphitblätter an und wurden blasig. Abwechselndes Erhitzen und Abkühlen an der Luft verursachte auch geringe Oxydation an der Außenseite, die dem gröbsten Graphit folgte.

801. Si = 0·45% } Ähnliche Ergebnisse,
802. Si = 0·70% } nur noch stärker ausgeprägt.

803. Si = 0·95%. Ergebnisse wie vorstehend; es tritt eine Spur eines neuen Gefügebestandteiles auf, wie er bei der nächstfolgenden Probe beschrieben ist.

804. Si = 1·25%. Die Behandlung in Luft ergab hauptsächlich Oberflächenoxydation. 90tägiges Erhitzen in überhitztem Dampf brachte außer der gewöhnlichen Oxydation an der Außenseite einen neuen Gefügebestandteil hervor. Die Oxydation folgt den gröbsten Graphitblättern; um diese finden wir einen weißen Rand (vermutlich Ferrit), der das ganze wie ein Hof umgibt. Dieser neue Bestandteil muß aus dem Perlit entstanden sein; siehe Abb. 15 und 16.

805. Si = 1·35% } weisen an der Außenseite ähnliches Gefüge auf;
806. Si = 1·95% } es nimmt mit dem Siliziumgehalt an Stärke zu.

807. Si = 2·00%. Zerfall sehr ausgeprägt; weiße Ränder um die Oxyd-Graphit-Blätter; sehr treffend; Abb. 15 (Vergrößerung 50fach; geätzt) ist aus einer Ecke der Probe aufgenommen.

808. Si = 2·19% } Ähnliche Veränderung. Abb. 16 (Vergrößerung 50fach)
809. Si = 2·5 % } ist eine Seitenansicht der Probe 809 nach der Ätzung.

795, 796, 797 und 644 sind feinkörniges Eisen. Alle zeigen nach 90tägiger Behandlung die gewöhnliche Oberflächenoxydation, aber keine weißen Umhüllungen, wie die Proben 804 bis 809, bei denen das Oxyd den gröbsten Graphitblättern folgte.

657. Roheisen. Si = 2·0%, ähnlich.

660. Roheisen. Si = 5·5%, zeigt lange Graphitblätter in einer Grundmasse von Siliziumferrit mit Stellen von Zementit, wie aus Abb. 17 ersichtlich ist. (Vergrößerung 50fach). Die 30tägige Behandlung verursachte ausgeprägte Änderung; die 90tägige Behandlung brachte die Masse zum Aufsplittern und rief Einlagerungen von Oxyd hervor, die den ursprünglichen Graphitblättern folgten. Die Grund-

Digitized by Google

masse hat sich verändert und hat einen neuen Bestandteil abgeschieden, der das Oxyd wie ein Hof umgibt. Das Ganze hat eine tiefgreifende Änderung erfahren, wie Abb. 18 zeigt (Vergrößerung 50fach).

779. Geschützgußeisen. Gewöhnliche Oberflächenoxydation, die gelegentlich weiter eindringt und einigen groben Graphitblättern folgt.

784 und 785. Hahn und Flansch, ursprünglich geprüft. Ausgeprägte Änderung nach 30tägiger und weitere nach 90tägiger Behandlung. Um die Seiten und besonders an den Ecken ist der Graphit von Oxyd umgeben, wie oben beschrieben. Die Behandlung in Luft ergab gewöhnliche Oberflächenoxydation.

Schlußfolgerungen.

a) Weißeisen, Stahl und schmiedbarer Guß weisen bei der Behandlung mit überhitztem Dampf alle die gleichen Oxydationserscheinungen auf. Die Proben besitzen eine regelrechte Umhüllung von Oxyd, das auch jeden Riß ausfüllt, der etwa entstanden ist.

b) Graueisen mit Silizium bis zu 0·95% weist ähnliche Oberflächenoxydationen auf; außerdem dringt das Oxyd, den gröbsten Graphitblättern nachgehend, noch mehr ins Innere ein.

c) Die Reihe 795 bis 657. Si = 1·48 bis 2% weist die gleichen Änderungen auf.

d) Die andere Reihe 804 bis 809, Si = 1·25 bis 2·5% zeigt die gleichen Erscheinungen. Die Oxyd-Eindringung nimmt mit dem Siliziumgehalt zu. Außerdem entsteht ein neuer weißer Bestandteil um die Oxydhöfe. Am ausgeprägtesten tritt dies bei Roheisen 660 mit 5·5% Silizium auf.

Man kann daraus schließen, daß die Korrosionen bei Gußeisen mit dem Siliziumgehalt zunehmen. Hätte sich das Roheisen 657 mit 2% Silizium nicht so gut verhalten, so wäre eine weitere Folgerung, daß die Korrosionen um so weniger auftreten, je feiner die Graphitblätter sind, gerechtfertigt. Dies würde mit den praktischen Erfahrungen übereinstimmen, daß gutes Geschützgußeisen sich in überhitztem Dampf überaus gut verhält.

Zusammenfassung des Berichtes.

Eine Untersuchung von korrodiertem Gußeisen von einem Uberhitzer ergab, daß das Metall, den groben Graphitflocken folgend, oxydiert worden war.

Digitized by Google

Es wurde eine Reihe von Proben ausgewählt von Weißeisen mit nur wenig Silizium bis zu Roheisen mit $5^1/_2\%$ Silizium; auch schmiedbarer Guß und Stahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt. Diese Proben wurden in überhitztem Dampf bei 425° C und 95 Pfd. (6·68 kg/qcm) Druck 30 und 90 Tage lang erhitzt, desgleichen 72mal in Luft von 425° C und 72mal abgekühlt. Bei der Prüfung wurde gefunden, daß bei Weißeisen, Temperguß und Stahl nur Oberflächenoxydationen vorkommen. Bei Gußeisen mit niedrigem Siliziumgehalt dringt Oxyd, den gröbsten Graphitblättern folgend, tief ein. Die Eindringung nimmt mit dem Siliziumgehalt zu; bei $5^1/_2\%$ Silizium wurden die Proben, wenn sie mit überhitztem Dampf behandelt wurden, völlig verändert. Abwechselndes Erhitzen und Abkühlen an der Luft verursacht hauptsächlich Oberflächenoxydation.

Digitized by Google

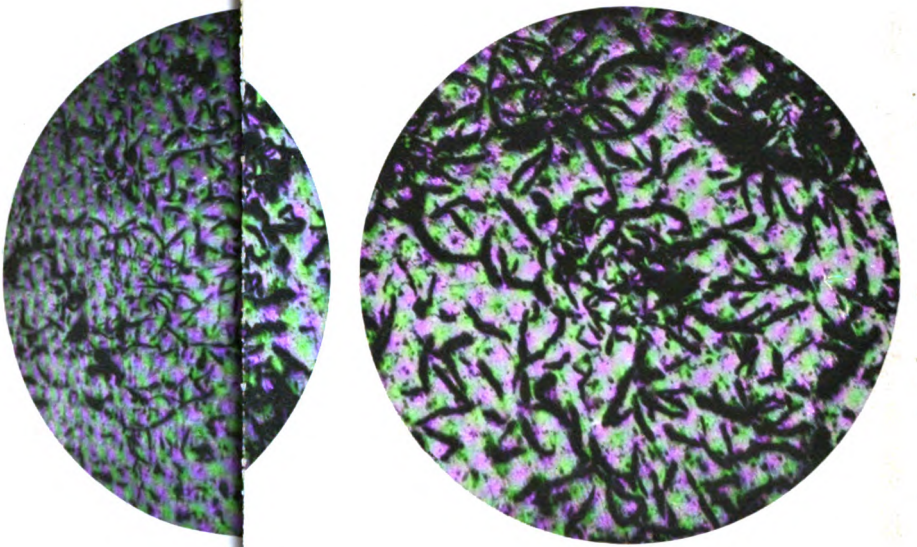


Fig. 6.

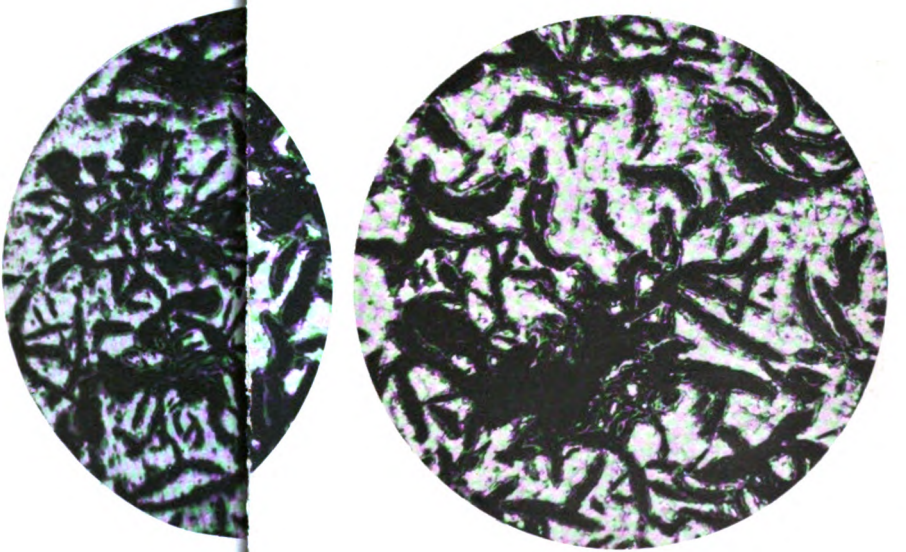


Fig. 10.

Digitized by Google

THE
JOHN CRERAR
LIBRARY

Digitized by Google

Fig.

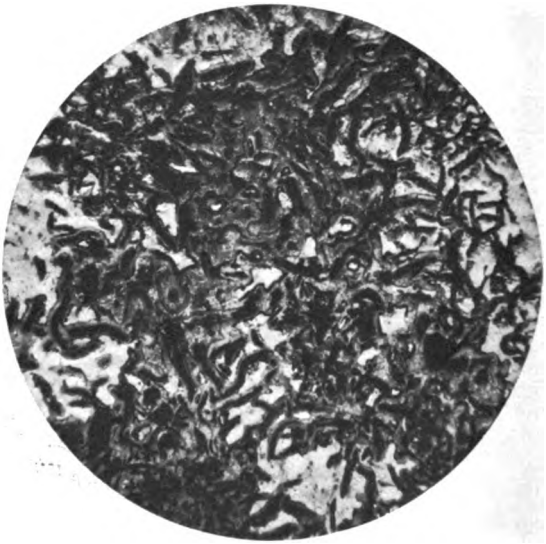


Fig. 14.

Fig.

Fig. 18.

Digitized by Google

THE
JOHN CRERAR
LIBRARY

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

II 20

ÜBER DEN ANGRIFF BEANSPRUCHTER METALLE DURCH ELEKTROLYTE.

Von **H. Baucke**, Amsterdam.

(Aus dem Englischen ins Deutsche übersetzt von E. Wetzel.)

1. Einführung.

Neuere elektrochemische Versuche über Korrosionen haben gezeigt, daß zwischen Elektroden ein und desselben Metalles, die verschiedene mechanische oder thermische Behandlungen erfahren haben, Spannungsunterschiede auftreten können. Nach Spring (1) entsteht in einer Metallstange, deren eine Hälfte kaltgewalzt, und deren andere Hälfte ausgeglüht worden ist, nach Anordnung der Stange zu einer Zelle und Einlegen in einen passenden Elektrolyten ein elektrischer Strom; die ausgeglühte Hälfte ist die Kathode. Diese Erscheinung ist im besonderen ein Beispiel für die allgemeine Regel, daß in Zellen, deren Elektroden aus den gleichen Metallen bestehen, und deren eine sich im stabilen, deren andere sich im metastabilen Zustand befindet, die metastabile Form Anode, die stabile Kathode wird.

Auf Grund dieses elektrochemischen Prinzipes kann man schließen, daß ein Elektrolyt, der mit irgendeinem, im metastabilen Zustand befindlichen Metall in Berührung steht, die Überführung in die stabile Form beschleunigen wird; sogar die einfache Berührung mit der stabilen Form des Metalles wird die gleiche Wirkung hervorrufen.

E. Cohen (2) bewies die Richtigkeit der vorstehenden Regel bei der Umwandlung des Zinnes in die graue und in die weiße Modifikation.

Digitized by Google

Ewing und Rosenhain (3) beobachteten zuerst die Koagulierung von kaltgewalztem Blei in eine Form, die nicht weiter untersucht worden ist. Von Haßlinger (2) erwähnt Änderungen im Gefüge verzinnter Eisenbleche, deren Oberflächen mit gewöhnlichem Zinn geimpft worden sind.

Spring (1) berichtet über die Potentialänderung einer Elektrode eines geglühten Metalles durch vorheriges Ätzen zu einem Mohr („moiré").

Das gewöhnliche Bestreben beanspruchter Metalle, unter der Wirkung eines Elektrolyten in die normale Form zurückzukehren, wurde zuerst systematisch von E. Cohen untersucht, der die Erscheinung ein „notwendiges Übel" nannte.

Von diesem Standpunkt aus kann sich kein Metall, welches es auch immer sei, im vollständig stabilen Zustand befinden, und es entsteht die Frage, ob unsere kaltgewalzten oder auch warmgewalzten Metalle überhaupt stabil sind, besonders wenn sie der Einwirkung von Elektrolyten, feuchter Luft oder Salzlösungen usw. ausgesetzt werden. Man kann das Gefüge irgendeines warmgewalzten Metalles kaum als im vollständigen Gleichgewicht befindlich ansehen. Bezüglich der Beanspruchungen, die in solchen Erzeugnissen herrschen, ist nur verhältnismäßig wenig bekannt.

E. Heyn und O. Bauer (4) wiesen das Vorhandensein beträchtlicher Spannungen in Kesselblechen nach, so daß beim Walzen des Stahles Sorgfalt aufgewendet werden muß, um Überspannungen zu vermeiden (5).

Eigenspannungen in Metallen können entstehen:

a) Durch Beanspruchungen, wie Walzen usw.;

b) durch rasches Abkühlen;

c) durch mechanische Beanspruchung im Betriebe.

Dieser Bericht wird besonders unterscheiden zwischen den metastabilen Zuständen b) und c), was z. B. bei Kugeln für Kugellager oder bei Kesselblechen von Interesse ist.

Die Beschreibung dieser Fälle kann zu einer Rechtfertigung der Theorie dienen, daß Elektrolyte das Bestreben haben, die Erzeugung des stabilen Zustandes eines Metalles zu begünstigen.

2. Stahlkugeln.

Kugeln von einem Zentrifugallager zeigten Neigung zur Brüchigkeit. Der Prozentgehalt der zerbrochenen Kugeln war selbst nach kurzem Gebrauch beträchtlich.

Digitized by Google

Die chemische Zusammensetzung des Metalles ergab: Si = Spuren, P = 0·03%, S = 0·03%, Cr = 0·6%, Mn = 0·5%, C = 0·9%; Nickel, Wolfram, Vanadin waren nicht vorhanden. Die Kugeln bestanden also aus gewöhnlichem Stahl mit etwa $^1/_2$% Chrom.

Mittels Karborundscheiben wurden unter häufigem Besprengen mit Wasser Querschnitte hergestellt. Nach dem Schleifen auf einem Schleifstein, Polieren und Ätzen mit alkoholischer Salzsäure war das Metall feinkörnig, durchsetzt mit Zementitteilchen (Lichtbild 1): reines martensitisches Gefüge war nicht vorhanden.

Die Kugeln waren entweder in Öl oder wie gewöhnlich mit darauffolgendem Anlassen gehärtet worden. Perlit trat erst nach mehrstündigem Erhitzen auf Rotglut auf. (Lichtbild 2.) Kurzes Erhitzen auf etwa 700° C rief keine Gefügeänderung hervor.

Nach dem Ätzen mit alkoholischer Salzsäure (1 Vol. HCl vom spez. Gew. 1·19 auf 1 Vol. Alkohol) zeigte der größere Teil der Kugeln Risse. Einige barsten plötzlich in der Mitte auf (Lichtbild 3), andere zeigten nur kleine Anrisse, die alle durch den Kugelkörper gingen (Lichtbild 4). Die Risse waren nicht auf den mikroskopisch untersuchten Teil der Oberfläche beschränkt, sondern die ganze Masse der Kugel war mit ihnen durchsetzt; die Risse traten auf der sphärischen Oberfläche der Kugel auf. In einigen Fällen war es möglich, Risse zu erzeugen während der Zeit, wo sich der Gegenstand noch unter dem Mikroskop befand. Die Erscheinung konnte mit dem Auge verfolgt werden. Ätzen mit verdünnten Säuren hatte keine andere Wirkung als die Bildung von Rissen. Der Rißbildung ging eine örtliche Kontraktion der Masse voraus; die Oberfläche wurde zuerst runzelig, dann splitterte sie sofort auf. Die Risse besaßen runzelige Ränder, was bei genügend starker Vergrößerung sichtbar war (Lichtbild 5).

Rechtwinkelige und zickzackförmige Linien waren nicht vorhanden. Die Erscheinung gehört zu den Kennzeichen der Formveränderung von amorphem Charakter; das Metall wirkt wie ein amorpher fester Körper. Folglich haben wir es hier mit einem typischen Beispiel der Umwandlung einer metastabilen Form in eine stabile mit Hilfe eines Elektrolyten zu tun. Es ist klar, daß die Kugeln inneren Beanspruchungen ausgesetzt waren, die sich unter der Wirkung der Lösung zu erkennen gaben. Diese Beanspruchung muß durch die Härtung entstanden sein.

Digitized by Google

Bei der mikroskopischen Untersuchung zeigten sich auf der Oberfläche der Kugeln Vertiefungen mit runzeligem Grund, die offenbar die Folge plötzlicher Zusammenziehung waren. Beim Reinigen der Oberfläche und Eintauchen der Kugeln in verdünnte Säure wurden kleine parallele Risse, die Schlackenteilchen enthielten, sichtbar (Lichtbild 6).

Sie waren wahrscheinlich anfänglich Kontraktions-Risse. Versuche, die Spaltung der vollen Kugel zu bewerkstelligen, hatten keinen Erfolg.

Die Kugeln sind im Gebrauch warm geworden und haben sich dann wieder abgekühlt; es ist möglich, daß das Metall entweder vor oder während des Gebrauches außen so warm geworden ist, daß es seine Spannung bis zu einem gewissen Grade verloren hat. Der Elektrolyt war daher nicht imstande, hier plötzlich Risse hervorzurufen.

3. Kesselbleche.

Das übliche Verfahren der Kesselfeuerung führt häufig zu Brüchen, was eine sehr ernste Erscheinung ist. Ohne Zweifel wird dies die Einführung der Explosionsmotore begünstigen.

Brüche kommen besonders bei Schiffskesseln vor, die mit Öl geheizt werden und scharfem Zug ausgesetzt sind; jedoch auch bei gewöhnlichen Kesseln, die mit Kohle geheizt werden und keinen besonders starken Zug auszuhalten haben.

In unserem Laboratorium hatten wir im Laufe der letzten zehn Jahre wiederholt gebrochene Kesselbleche zu untersuchen.

Die typische Form der Risse ist ein ununterbrochener Riß quer durch eine Reihe von Nietlöchern. Die Risse folgen in der Regel entweder der ersten oder der zweiten Nietreihe; sie rühren von anfänglich kleineren Anrissen her, die von Nietlöchern ausgehen (Lichtbild 7); ihre Richtung bildet oft einen Winkel von 45° mit der Längsrichtung des Bleches.

Risse im vollen Blech, die nicht mit den Nietlöchern zusammenhängen, wurden nur zweimal beobachtet. Sie hatten im übrigen dieselbe Richtung.

Zur systematischen Untersuchung der Ursache dieser Risse sind chemische Analysen, metallographische Prüfungen, Schlagversuche usw. erforderlich.

Digitized by Google

Art des Materiales.

In der Regel treten Risse in Stahlblechen auf; bei Schweißeisenblechen habe ich sie nur einmal beobachtet, und zwar bei einem Schweißeisen-Lokomotivkessel.

Nach meinen Erfahrungen weisen alle Flußstahlsorten Neigung zur Rißbildung auf, wenn auch weicher, siliziumhaltiger, basischer Stahl die Mehrzahl der Fälle ausmacht.

Chemische Zusammensetzung.

Hinsichtlich des Kohlenstoffgehaltes sind beide Stahlsorten, weicher sowohl wie harter, der Erscheinung unterworfen. Was den Phosphor anbetrifft, so haben mir keine gebrochenen Bleche vorgelegen, die besonders reich an Phosphor waren. P. Kley (6) beschreibt jedoch einen Fall von Kesselexplosion, bei der das Blech größere Mengen dieses Elementes enthielt, die er als Ursache des Bruches ansieht.

Schwefelreiche Bleche haben mir nur zweimal vorgelegen; die Bleche enthielten 0·09 und 0·15% Schwefel. Das letztere Blech wies beträchtliche örtliche Sulfidseigerungen auf.

Im übrigen bietet die chemische Analyse keine Gewähr für die Haltbarkeit der Kesselbleche. Es können auch bei sehr reinen Blechen Brüche auftreten.

Schlagarbeit.

Versuche nach »Frémont« mit kleinen Proben (30 × 10 × 8 mm) ergaben Schlagarbeiten, die ein Licht auf die mechanischen Eigenschaften des Materiales werfen. Von Interesse ist hier die Frage, ob das Blech allmählig seine Widerstandsfähigkeit gegen dynamische Beanspruchung verliert. Wenn dies der Fall ist, muß das Material zwischen den Nietlöchern geringere Schlagarbeit aufweisen als das Material im vollen Blech.

Es liegt außerhalb des Rahmens dieses Berichtes, hier Ausführliches über die Ergebnisse von Hunderten von Proben, die zu diesem Zweck ausgeführt worden sind, mitzuteilen. Es soll nur hervorgehoben werden, daß erhebliche Verschiedenheiten festgestellt wurden.

Einige Platten weisen niedrige Schlagarbeit, 2 bis 6 mkg, sowohl innerhalb der Nietreihen als auch im vollen Blech auf. Durch Glühen bei 900° C nimmt die Schlagarbeit nicht zu.

Digitized by Google

Andere Bleche zeigen genügend hohe Werte der spezifischen Schlagarbeit, von 16 bis 24 mkg in beiden Zonen, ausgenommen einige niedrige Werte bei den Proben, die zwischen den Nietlöchern entnommen sind.

Eine dritte Klasse von Blechen weist zwischen den Nietlöchern niedrige, im vollen Blech dagegen hohe Werte der spezifischen Schlagarbeit auf. Hier tritt offenbar eine bestimmte Beziehung zwischen dem mikroskopischen Befund und den Werten der spezifischen Schlagarbeit zutage. Proben mit geringer spezifischer Schlagarbeit weisen Anzeichen von Ermüdung auf, wie es weiter unten bei der metallographischen Untersuchung beschrieben ist. Ausglühen bei 900° C rief hier keine Verbesserung hervor.

Ferner wurden Bleche untersucht, die in der Längsrichtung hohe, in der Querrichtung dagegen niedrige Werte der spezifischen Schlagarbeit aufwiesen. Die spezifische Schlagarbeit der Querproben wurde durch nachfolgendes Glühen bei 900° erhöht. Im allgemeinen kann man sagen, daß sowohl Bleche mit niedriger als auch Bleche mit hoher spezifischer Schlagarbeit Neigung zur Rißbildung zeigen, und daß Ermüdung oft durch örtliche Abnahme der spezifischen Schlagarbeit angezeigt wird.

Mikroskopische Untersuchung.

Zahlreiche Untersuchungen haben gezeigt, daß Gefügefehler selten vorhanden waren.

Alle Bleche sind nach dem Walzen ausgeglüht worden, was an den etwas groben Ferritkörnern in den äußeren Zonen kenntlich war.

Was die Schlackeneinschlüsse anbelangt, so enthielten nur wenige Bleche erhebliche Mengen feinverteilter Schlacke. Das war besonders der Fall bei siliziumhaltigem, basischem Stahl.

W. Rosenhain (7) ist geneigt, den Schlackeneinschlüssen einen gewissen Einfluß auf die Lebensdauer des Materiales zuzuschreiben und macht darauf aufmerksam, daß diesem Punkt besondere Beachtung geschenkt werden müsse.

Wenn bei siliziumhaltigem Stahl öfters Brüche vorkommen, entsteht die Frage, ob Schlackeneinschlüsse die Rißbildung begünstigen. Wenn auch das statistische Material ergibt, daß etwa die Hälfte der Fälle siliziumhaltigen Stahl betrifft, der völlig mit Schlacke durchsetzt ist, so konnte bei der mikroskopischen Unter-

Digitized by Google

suchung doch keine direkte Beziehung zwischen der Rißbildung und der Anwesenheit von Schlackenteilchen festgestellt werden. Kleine Risse an der Wandung eines Nietloches zeigten keinerlei Neigung, den in ihrer unmittelbaren Nachbarschaft befindlichen Schlackeneinschlüssen zu folgen.

In einem Falle war das Blech eines explodierten Kessels in parallele Zonen aufgerissen; ein Querschliff des Bleches wies geschichtetes Gefüge auf; die Risse gingen, den Schlackenschichten parallel zur Walzrichtung folgend, zum vollen Blech hinüber. Die Schlackeneinschlüsse waren hier aber nur von untergeordneter Bedeutung.

Alles in allem ist es noch ungewiß, ob den Schlackeneinschlüssen ein unmittelbarer Einfluß auf die Lebensdauer der Bleche zukommt. Man könnte einwenden, daß jedes Schweißeisen Schlackeneinschlüsse aufweist, die besonders bei den minderwertigen Blechen groß und zahlreich sind, und daß man trotz des Mangels an Gleichmäßigkeit bei diesem Material selten von Rißbildung in alten Schweißeisen-Kesselblechen hört. Dies kann jedoch hier nich als Beweis für die Harmlosigkeit der Schlacke im Kesselblech herangezogen werden, weil an die alten Kessel niemals solche hohe Anforderungen hinsichtlich Druck, Temperatur und Feuerung gestellt wurden, wie an Flußeisen-Kesselbleche im letzten Jahrzehnt.

Bei der Prüfung eines Stückes von einem gebrochenen Blech kann man oft größere Risse zusammen mit mikroskopisch feinen Rissen wahrnehmen, die beide mit schlackenähnlicher Substanz, die aus Eisenoxyduloxyd (Fe_3O_4) besteht, ausgefüllt sind. Das Eisenoxyduloxyd hat sich offenbar durch Reduktion des Dampfes durch das Metall gebildet. In der Tat zersetzt Eisen Wasser bei 180° C, wenn Elektrolyte zugegen sind. Wenn ein blank poliertes Eisenplättchen in einer geschlossenen Glasröhre, die mit gewöhnlichem Wasser gefüllt ist, bei 180° C erhitzt wird, erhält das Metall einen dünnen dunklen Belag von Fe_3O_4.

Bei eingerissenen Blechen dringt der Dampf von den Rißflächen aus in die angrenzende Metallzone ein und umgibt die Ferritkörner mit einem kleinen Saum. Das Ganze bildet eine Art Netzwerk (Lichtbild 8).

Für die Untersuchung der Form irgendeines Risses sind größere Risse nicht geeignet, weil sie durch den Dampf zu stark verändert werden; dazu werden besser kleinere Risse herangezogen.

Digitized by Google

Die Risse sind von eigentümlicher Form; sie scheinen den Ferrit-Korngrenzen zu folgen, wobei sie Zickzacklinien bilden. Zuweilen kann man kleine Anrisse beobachten, wie sie im Lichtbild 9 wiedergegeben sind (stark vergrößert). Sorgfältige Untersuchungen lassen den kristallinischen Charakter erkennen. Manchmal treten rechte Winkel an den Korngrenzen auf, und häufig dringt eine Spaltfläche durch ein Ferrit-Korn (Lichtbild 10 und 11).

In unmittelbarer Nähe von Rissen findet man oft besondere, gerade Streifen, die oft zu Gruppen mit paralleler Orientierung angeordnet sind; die eine Gruppe steht senkrecht zur anderen. Die Streifen treten auch in anderen Zonen des Metalles auf, wo keine Risse sichtbar sind (Lichtbild 12). Diese Streifen sind Anzeichen einer Formveränderung; sie sind bereits erwähnt und beschrieben von R. Baumann (8), der ihre Gegenwart in gebrochenen Kesselblechen feststellte. Sie sind bei starker Vergrößerung deutlich sichtbar. Offenbar haben wir es hier mit Dornen (»épines« nach Osmond [9]) zu tun, die dieser Verfasser entdeckt hat und die von Formveränderungen herrühren und zum kristallinischen Charakter des Metalles gehören. Neben diesen »épines« (Dornen) sind oft Neumannsche Linien sichtbar (Lichtbild 13 und 14).

Die Rißbildung knnn also angeschen werden als eine Folge von Formveränderung mit nachfolgender Spaltung mit Bezug auf den kristallinischen Charakter des Metalles. Wenn in einem Blech derartige Anzeichen festgestellt werden, kann man sagen, daß das Material am Ende seiner Kraft angelangt ist.

Die Rißbildung in Kesselblechen ist eine Erscheinung von Neukristallisation, das Bestreben des gewalzten Stahles, seinen ursprünglichen Kristalloïd-Charakter, der durch den Walzprozeß in den Hintergrund gedrängt ist, wieder anzunehmen, wie es von F. Osmond erläutert ist. Demnach ist die Ursache der Rißbildung Ermüdung. Die Richtigkeit dieser Theorie wird außer Zweifel gestellt, wenn der Nachweis der Metastabilität des Materiales erbracht werden kann, sobald dieses anfängt, rissig zu werden. Hiermit soll wieder auf das, was im Vorhergehenden dieses Berichtes über Metastabilität mitgeteilt worden ist, eingegangen werden.

Wenn man ein Stück eines rissigen Kesselbleches in verdünnte Schwefelsäure taucht, verbinden sich etwaige vorhandene Dornen (»épines«) nach dem Aufsplittern zu neuen Rissen (Lichtbild 15).

Digitized by Google

Auf ähnliche Weise kann man durch längeres Ätzen mit verdünnten Mineralsäuren an der Wandung der Nietlöcher Rißbildung hervorrufen. In einem Falle konnten vier solcher neuer Risse erzeugt werden. Bereits vorhandene Risse werden größer und dringen weiter in das angrenzende Metall ein. Wenn man am Ende eines Risses einen Querstrich zieht, wird man nach einigen Tagen wahrnehmen, daß sich der Riß über den Strich hinaus verlängert hat.

Bei Anwendung starker Säuren ist die Wirkung oft eine sehr große; es treten plötzlich neue Risse auf (Lichtbild 16), vorhandene Risse werden breiter und tiefer, während die Dornen (»épines«) in der unmittelbaren Umgebung aufplatzen. Wenn man die Lichtbilder 17 und 18 vergleicht, die denselben Riß vor und nach 30 Sekunden langem Ätzen mit starker Salzsäure wiedergeben, wird man die Verlängerung deutlich erkennen. Zuweilen kommt es vor, daß ein Elektrolyt Löcher statt Risse hervorruft. In solchen Fällen findet plötzliche Kontraktion der Masse statt, die Oberfläche wird runzelig und bildet im nächsten Augenblick ein Loch (Lichtbild 19). Diese Erscheinung kann das Auftreten von Löchern in der Nähe der Nietlochwandungen, die sich bisweilen bei gerissenen Kesselblechen zeigen, erklären.

Diese Prüfungen veranschaulichen die Metastabilität des Materiales in zufriedenstellender Weise. Das Metall zeigt Neigung, in seine kristallinische Form zurückzukehren. Man hat manchmal vermutet, daß die gewöhnliche mechanische Formveränderung der Nietlochwandungen, die beim Vernieten auftritt, die Rißbildung begünstigt. Dies muß verneint werden. Mir ist noch kein Fall vorgekommen, wo Nietlöcher, selbst wenn die Wandung sehr starke Formveränderung erfahren hat, an der Wandung Anrisse gezeigt hätten, die von der gewöhnlichen Formveränderung herrühren. (»Déformation banale« nach F. Osmond.)

Ebenso kann die bisweilen geäußerte Meinung, daß zu rasches Bohren zur Rißbildung an der Wandung der Nietlöcher führen kann, nicht standhalten gegenüber den besonderen Untersuchungen, die zu diesem Zweck mit einem Blech, das Neigung zur Rißbildung zeigte, angestellt sind.

Anzeichen von Neukristallisation sollten als örtliche Überschreitung der Elastizitätsgrenze angesehen werden, was nur möglich ist, wenn die örtliche Beanspruchung erheblich größer ist, als es sich bei der Konstruktion des Kessels vorhersehen ließ.

Digitized by Google

In Anbetracht des Umstandes, daß Risse sogar in Blechen beobachtet worden sind, die hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung und ihrer sonstigen Eigenschaften gut waren, ist es klar, daß die Brüche den unvorhergesehenen Beanspruchungen im Metall und nicht, wie man im ersten Augenblick anzunehmen geneigt ist, etwaiger schlechter Beschaffenheit zuzuschreiben sind.

Hier könnte die Theorie von Alfons Léon (10) angeführt werden, nach der an den Lochwandungen fester Körper, die auf irgendeine Weise beansprucht werden, größere Beanspruchungen auftreten. Die Theorie wird unterstützt durch Versuche von Kirsch (11) und L. Bienfait (12), die eine Erklärung für die ungewöhnlich hohen örtlichen Beanspruchungen in Kesselblechen, die größer sind als die bei der Berechnung der Kesselbleche ermittelten, geben.

Zusammenfassung.

1. Die von E. Cohen aufgestellte Theorie, daß sich beanspruchte Metalle in einem metastabilen Zustand befinden, der unter der Wirkung eines Elektrolyten in den stabilen Zustand übergeht, wurde unterstützt durch zwei neue praktische Beispiele, die in diesem Bericht mitgeteilt worden sind.

2. Stahlkugeln können innere Spannungen als Folge der Härtung aufweisen. Beim Gebrauch können sie zur Rißbildung neigen, was auch durch die Wirkung eines Elektrolyten hervorgerufen wird; die Umänderung hat den Charakter einer molekularen Umwandlung, die dem amorphen Zustand der Körper angepaßt ist.

3. Rißbildung in Kesselblechen, eine Erscheinung des letzten Jahrzehntes in der Praxis der Kesselfeuerung, ist eine Folge von Ermüdung; das Metall ist bestrebt, seinen Charakter als kristallinischer Körper wieder einzunehmen. Auch bei ermüdeten Kesselblechen können Risse durch elektrolytische Wirkungen hervorgerufen werden.

4. Rißbildung in Kesselblechen rührt nicht notwendigerweise von schlechter Beschaffenheit des Materiales her; sie tritt sowohl bei gutem wie auch bei schlechtem Material auf. Die Erscheinung ist in erster Linie auf ungewöhnlich hohe Zugbeanspruchungen, wie sie die allgemeine Theorie von Alfons Léon erklärt, zurückzuführen.

Digitized by Google

Literaturangaben.

1. W. Spring: Bulletin de l'Acad. Royal de Belgique. Classe des Sciences Nr. 12. 1066.

2. Ernst Cohen und Katsuji Inouye: »De Forceerziekte der Metalen«, De Ingenieur. (The Hague). 1910. Seite 349.

3. Ewing und W. Rosenhain: Phil. Trans. Roy. Roc. London. A. 193, 353, 195, 279.

4. E. Heyn und O. Bauer: Überspannungen in Kesselblechen. Stahl und Eisen 1911. 76.

5. H. Bessel: Überspannungen in Kesselblechen. Stahl und Eisen 1911. 931.

6. »De Ingenieur«, 1909. 672. P. Kley. c. s. Official Report on a case of boiler-explosion in Holland.

7. W. Rosenhain: Schlackeneinschlüsse im Stahl: Bericht für den V. Kopenhagener Kongreß des Internationalen Verbandes. Mitteilungen Nr. 10. 1909.

8. R. Baumann: Zeitschrift des Bayerischen Revisions-Vereines. 15./III., 31./III., 15./IV., 25./VII. 1910.

9. F. Osmond: c. s. Les modes de déformation et de rupture des fers et des aciers doux. Revue de Métallurgie. Januar 1904.

10. Alfons Léon: Über die Störungen der Spannungsverteilung, die in elastischen Körpern durch Bohrungen und Bläschen entstehen: Österr. Wochenschrift für den öffentlichen Baudienst, Heft 9, 1908.

11. G. Kirsch: Die Theorie der Elastizität usw. Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure. 1898. 798.

12. L. Bienfait: Het scheuren van klinknaden by stoomketels: »De Ingenieur«. (The Hague). 1910. 772.

Digitized by Google

Digitized by Google

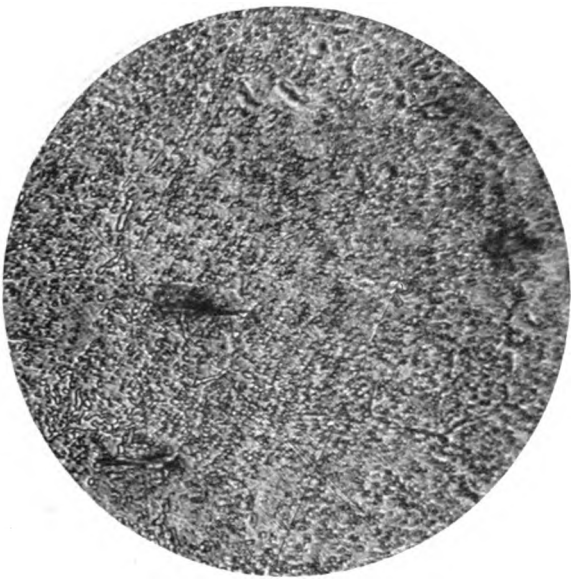


Fig. 1.
Stahlkugel, gehärtet, Querschnitt, körniges Gefüge, Vergrößerung 250 fach.

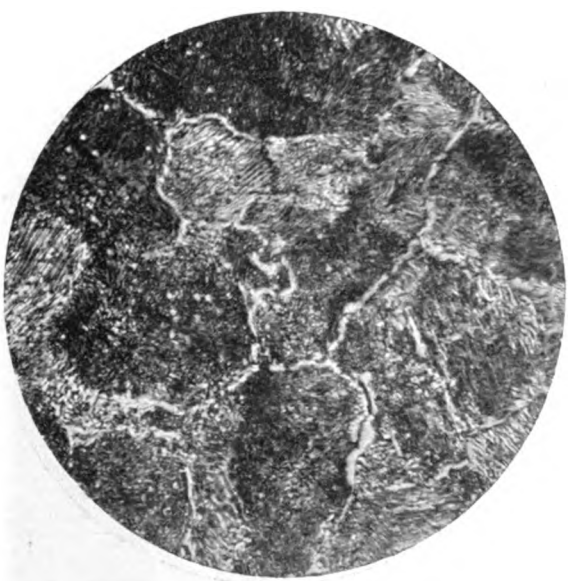


Fig. 2.
Dieselbe Kugel nach längerem Glühen. Perlitgefüge. Vergrößerung 600 fach.

Digitized by Google

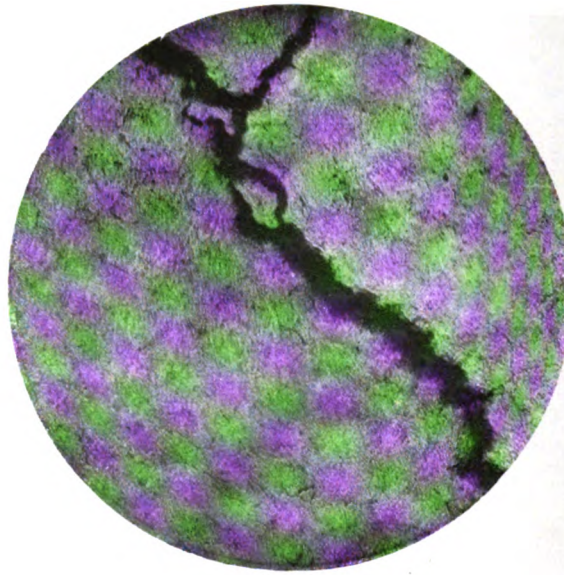


Fig. 3.

Riß in einer Kugel, hervorgerufen durch Einwirkung von Salzsäure. Vergrößerung 90 fach.

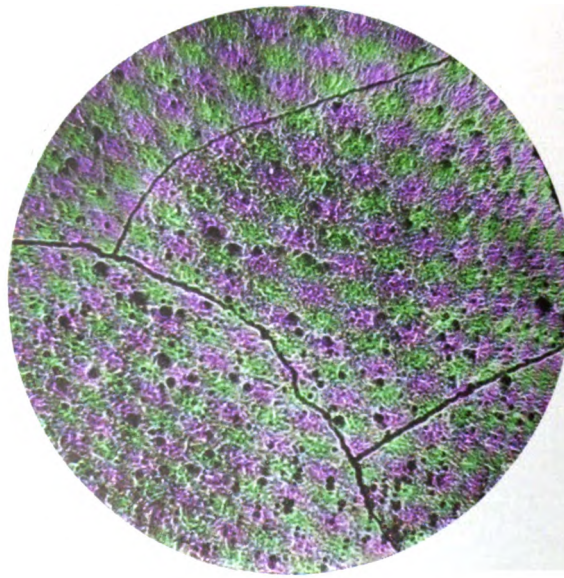


Fig. 4.

Risse in Kugeln, durch Salzsäure verursacht. Vergrößerung 250 fach.

Digitized by Google

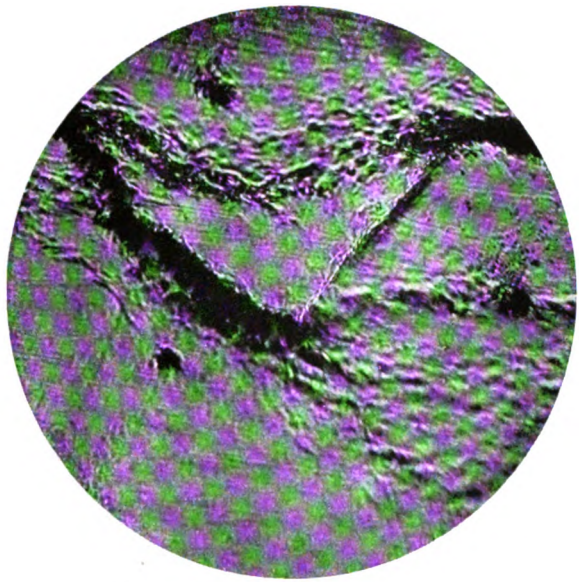


Fig. 5.
Derselbe Riß, zeigt Kontraktion der Stahlmasse. Vergrößerung 700fach.

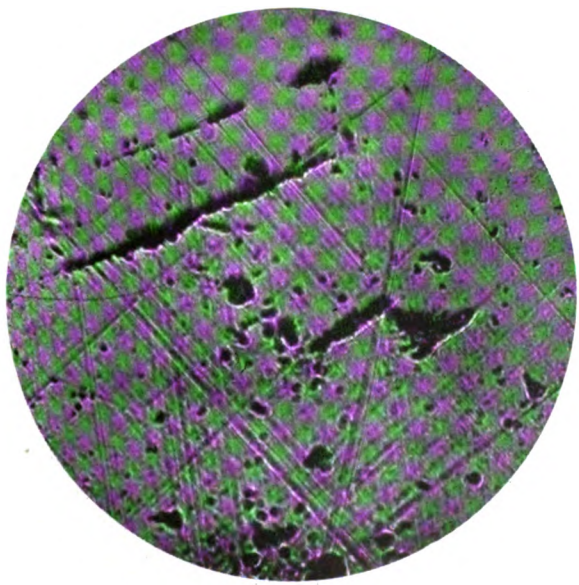


Fig. 6.
Oberfläche einer Kugel, Anrisse aufweisend. Vergrößerung 90fach.

Digitized by Google

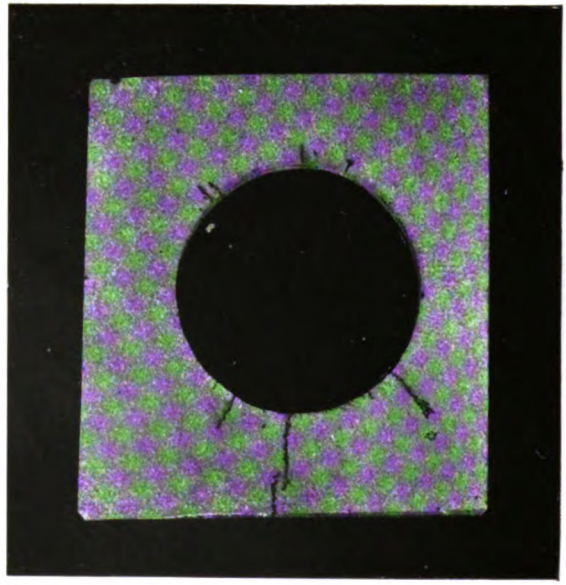


Fig. 7.
Risse in einem Kesselblech an der Wandung eines Nietloches. Natürliche Größe.

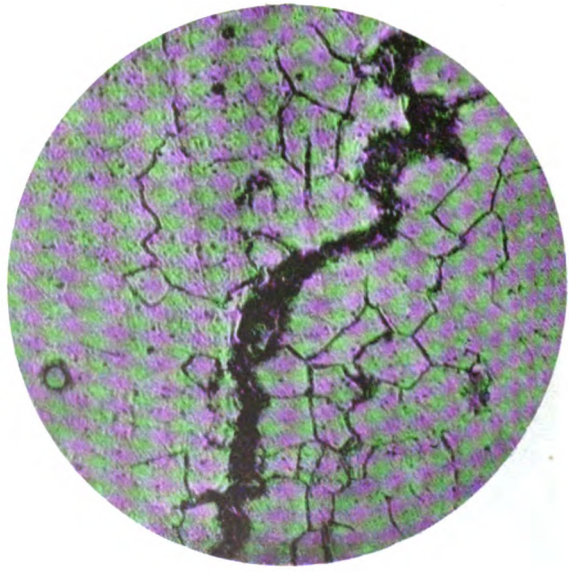


Fig. 8.
Risse in einem Kesselblech, durch Dampf korrodiert, dringen in das angrenzende Metall ein. Vergrößerung 350fach.

Digitized by Google

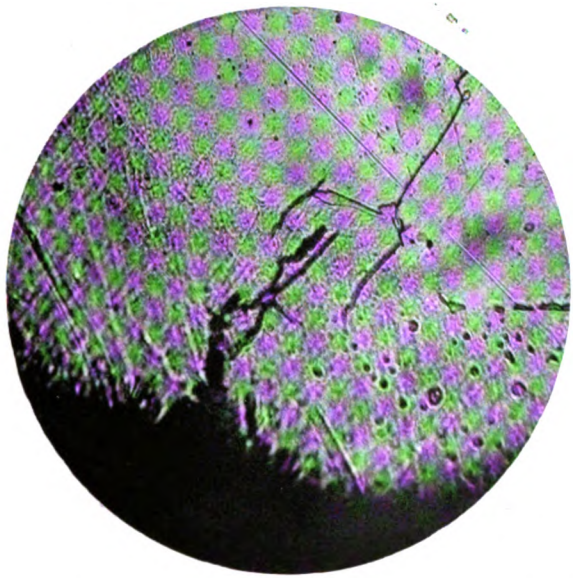


Fig. 9.
Kleiner Anriß an der Wandung eines Nietloches. Vergrößerung 600fach.

Fig. 10.
Riß in einem Kesselblech (korridiert), rechtwinckelig verlaufend und ein Ferritkorn spaltend. Vergrößerung 335fach.

Digitized by Google

Fig. 11.
Kleiner Riß innerhalb eines Ferritkorns. Vergrößerung 900fach.

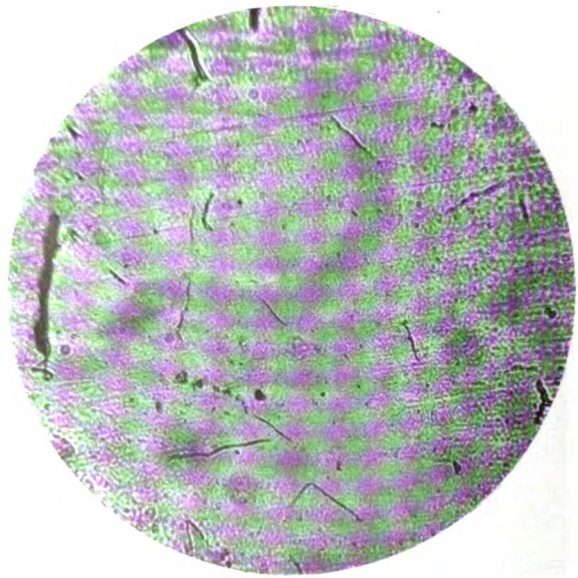


Fig. 12.
»Épines« (Dornen) in einem ermüdeten Kesselblech. Vergrößerung 900fach.

Digitized by Google

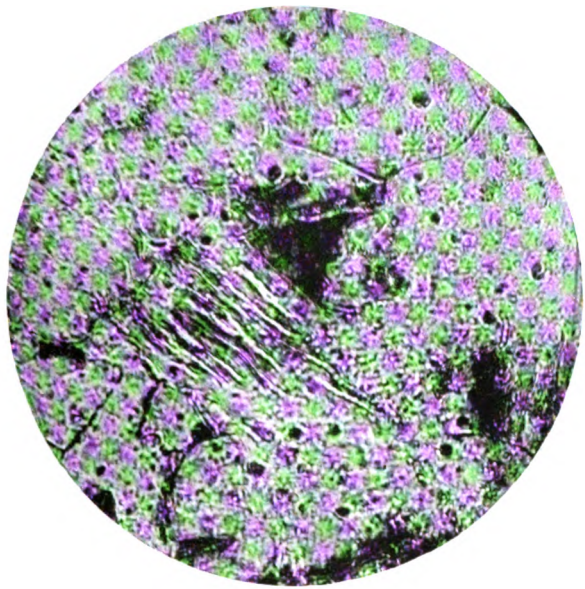


Fig. 13.
Neumannsche Linien in einem ermüdeten Kesselblech. Vergrößerung 900fach.

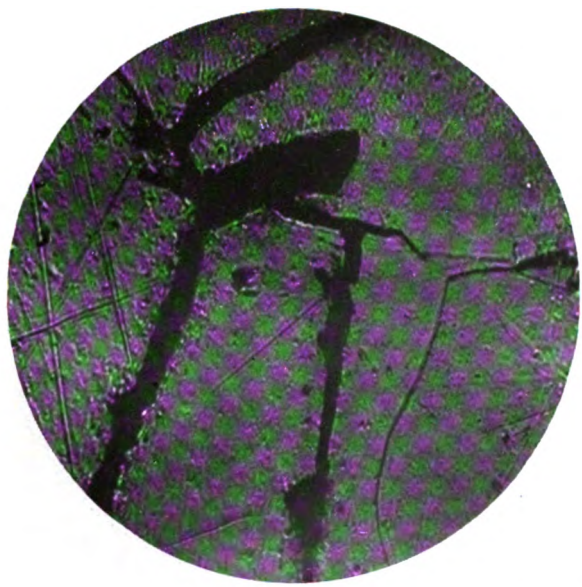


Fig. 14.
Neumannsche Linie in eine Spaltfläche umgewandelt. Vergrößerung 950fach.

Digitized by Google

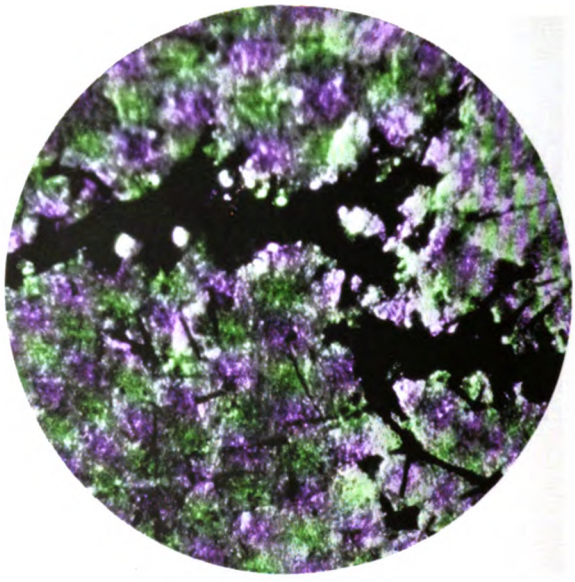


Fig. 15.
Durch längere Berührung mit verdünnter Schwefelsäure erweiterter und vertiefter Riß: »Épines« aufgeborsten. Vergrößerung 100fach.

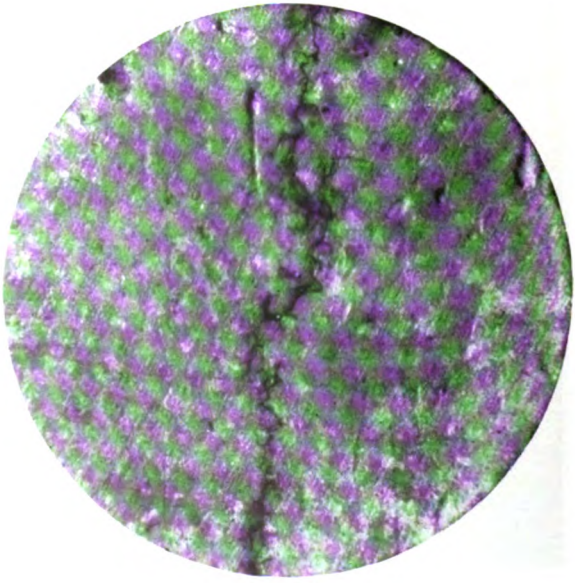


Fig. 16.
Riß, hervorgerufen durch Ätzen mit Salzsäure. Vergrößerung 60fach.

Digitized by Google

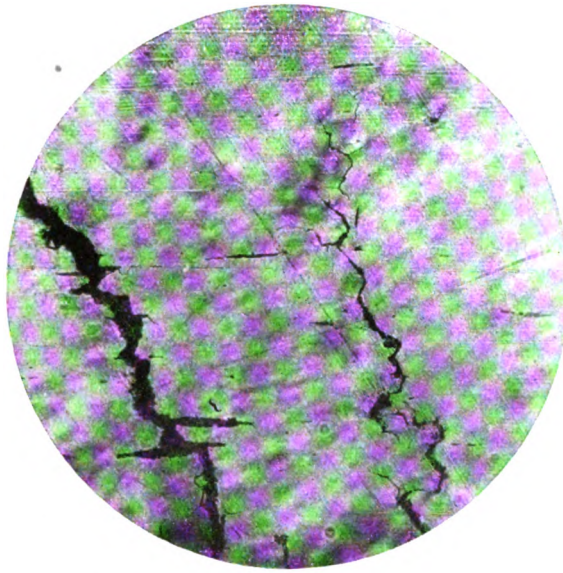


Fig. 17.
Vorhandene Risse vor dem Ätzen. Vergrößerung 70fach.

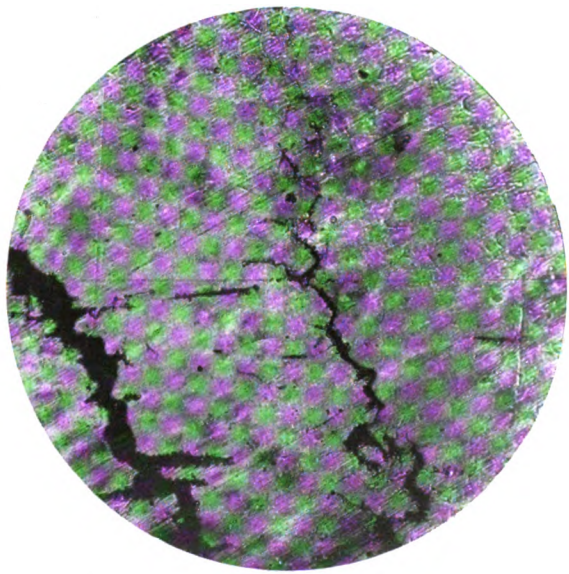


Fig. 18.
Dieselben Risse wie in Fig. 17 durch 30 Sekunden langes Ätzen mit Salzsäure erweitert und vergrößert. Vergrößerung 170fach.

Digitized by Google

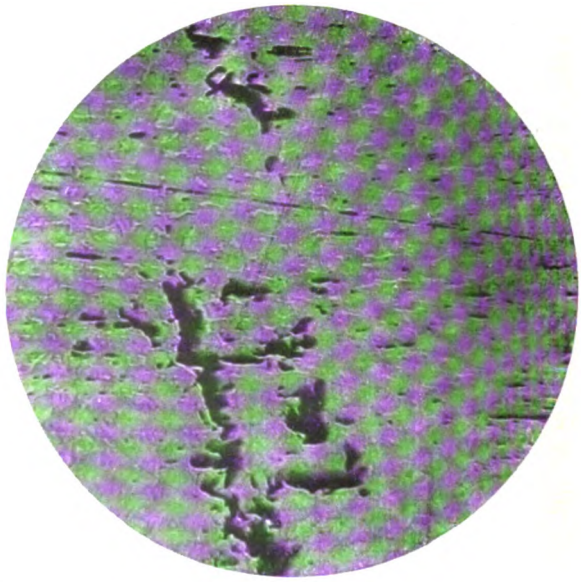


Fig. 19.
Löcher, durch kurzes Ätzen mit Salzsäure hervorgerufen. Vergrößerung 300fach.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

III$_1$

HÄRTEPRÜFUNG UND WIDERSTAND GEGEN MECHANISCHE ABNÜTZUNG.

Offizieller Bericht zur Hauptfrage.

Von **E. H. Saniter**, Moorgate, Rotherham.

(Übersetzt von Th. Scharff, Hamburg.)

Die erste Aufgabe bei Abfassung dieses Berichtes ist die Auslegung der recht weit gefaßten Frage, die der Vorstand des Verbandes gestellt hat; sie läßt sich durch eine der beiden folgenden Umschreibungen oder durch beide erklären:

1. die Beziehung der Härteprüfung zur mechanischen Abnützung, wie man sie beim tatsächlichen Gebrauch der Konstruktionsmaterialien findet;

2. die Beziehung der Härteprüfung zur Prüfung auf Abnützung.

Was die Auslegung 1 anbelangt, so hat der Verfasser nicht die wünschenswerte Gelegenheit, noch weniger die Zeit gehabt (hierzu würden Jahre gehören), die Frage von diesem Gesichtspunkt aus zu erforschen; er hat sich daher die Beantwortung auf Grund der zweiten Auslegung zugewendet.

Die bei Härteprüfungen gebräuchlichen Verfahren sind so eingehend erörtert worden, daß es nur der Feststellung bedarf, daß die Brinellsche Kugeldruckprobe und das Skleroskop von Shaw angewendet worden sind. Soweit die vom Verfasser geprüften Stähle in Betracht kommen, läßt sich die ganze Versuchsreihe nach beiden Verfahren, mit einer einzigen Ausnahme, in derselben Reihenfolge ordnen; dagegen zeigt das Verhältnis der Ergebnisse der Shaw-Probe zu jenen der Brinell-Probe, wie aus der Tabelle VII zu erkennen ist, einige Abweichungen.

Digitized by Google

Die Frage der mechanischen Abnützung erfordert eine längere Betrachtung. Mechanische Abnützung bringt im vorliegenden Falle nicht den Bruch des Gegenstandes mit sich, sondern die Beseitigung eines Teiles des Gegenstandes in kleinen Teilchen mit Hilfe der Reibung. Diese Abnützung oder der Verlust von Teilchen infolge Reibung kann auf verschiedene Weise stattfinden; es dürfte daher notwendig erscheinen, passende Maschinen oder Verfahren zu erfinden, um die Reibung auf das Probestück (in diesem Falle Stahl) in einer Weise zur Anwendung zu bringen, die derjenigen ähnlich ist, der der Gegenstand während des Gebrauchs unterworfen ist. Die drei Hauptarten der Abnützung sind:

1. reines Abschleifen, wie z. B. die Abnützung, der die Baggereimer unterworfen sind;

2. gleitende Reibung bei geschmierter Oberfläche, wie in Maschinen;

3. rollende Reibung bei trockener Oberfläche, wie sie bei den auf Schienen rollenden Rädern eintritt.

In manchen Fällen wird die Abnützung durch eine Kombination der eben angeführten Ursachen hervorgerufen. Es darf hinzugefügt werden, daß Schwingungen das Maß der Abnützung außerordentlich steigern und daß jede Maschine zur Prüfung der Abnützung hinsichtlich der Stärke ihrer Schwingungen unveränderlich sein muß, wenn verläßliche Ergebnisse erzielt werden sollen. Auch ist es unbedingt erforderlich, in kurzen Zeitabständen Proben mit einem Normalmaterial vorzunehmen, um die in schwingender Bewegung befindlichen prüfenden Oberflächen der Maschinen zu kontrollieren.

Es kommt dem Zweck dieses Berichts zugute, daß bereits drei Maschinen zur Prüfung der oben erwähnten drei Arten der Abnützung erfunden und in den ersten beiden Fällen Untersuchungen angestellt worden sind, die einen Vergleich zwischen der Härte und der mechanischen Abnützung ermöglichen.

1. Reines Abschleifen. F. Robin[1]) hat über diesen Gegenstand eine sehr ausführliche und vortreffliche Untersuchung durchgeführt, bei welcher er Schmirgel- und anderes abschleifendes Papier benützte, um die Abnützung von Stahl zu prüfen. Außerdem prüfte er alle seine Probestücke mittels der Brinellschen Härteprobe. Aus dieser Untersuchung hat der genannte Autor folgende Zahlenwerte gewonnen:

[1]) Iron and Steel Institute Carnegie Scholarship Memoirs, Vol. II, 1910.

Digitized by Google

Tabelle I.

Nicht vorbehandelt		Ausgeglüht		Abgeschreckt und angelassen.	
Brinell-Probe	Abnützung	Brinell-Probe	Abnützung	Brinell-Probe	Abnützung
Kohlenstoffstähle.					
95	160	90	170	241	100
155	170	190	204	330	127
241	40	250	47	574	27
259	103	260	110	600	53
Stahllegierungen.					
180	58	355	27	149	55
312	139	386	40	255	202
353	74	453	105	495	30
				600	50

Wenn alle Stähle Robins zusammengenommen werden, haben wir folgendes Bild:

Tabelle II.

Kohlenstoffstähle und Stahllegierungen zusammen.

Brinell-Probe	Abnützung	Brinell-Probe	Abnützung[1])
95	160	250	47
149	55	255	202
155	170	355	27
180	58	453	105
190	204	574	27
		600	53

Aus diesen Tabellen geht ganz deutlich hervor, daß die Brinellsche Härtezahl keine Schlußfolgerungen auf die Eigenschaften eines Stahls hinsichtlich der Abnützung gestattet, sofern er nach dem von Robin angewendeten Verfahren geprüft wird. Die Brinell-Zahlen lassen in einigen Fällen eine Beziehung zu den Abnützungszahlenwerten erkennen, sind aber in vielen anderen Fällen ganz entgegengesetzt. Doch scheint Robins Verfahren zweckmäßig zu sein zur Ermittlung des

[1]) Bedeutet den Verlust in Milligramm auf den Quadratzentimeter der abgeschliffenen Oberfläche, d. h. die höchste Ziffer gibt die größte Abnützung an.

Digitized by Google

Widerstandes von Metallen gegen Abschleifen nach der unter 1 auf Seite 2 genannten Art.

2. Die Frage der gleitenden Reibung bei geschmierter Oberfläche ist von E. Nusbaumer untersucht worden unter Benützung der Vorrichtung von Derihon, welche aus einer in Öl laufenden gehärteten Stahlscheibe besteht, gegen deren Rand das Probestück gepreßt wird. In der Versuchsbeschreibung ist nicht angegeben, ob die mitgeteilten Ergebnisse aus doppelt ausgeführten Versuchen gewonnen und ob die angreifende Oberfläche der Maschine und ihre Schwingungen mit Hilfe eines Normalstabes kontrolliert sind. Der Verfasser hat diese beiden Vorsichtsmaßregeln bei seiner eigenen Arbeit als notwendig empfunden. Nusbaumers Härteproben nach Brinell und Abnützungsversuche nach Derihon sind nachfolgend mitgeteilt.

Weitere Einzelheiten können der Originalveröffentlichung [1]) entnommen werden:

Tabelle III.

Nummer des Versuches	Härte nach Brinell	Abnützung nach Derihon[2])	Nummer des Versuches	Härte nach Brinell	Abnützung nach Derihon[2])
3	99	325	6	196	200
1	156	85	2	255	151
4	187	57	7	340	89
5	187	80	10	387	28

Die obigen Zahlenwerte zeigen, daß die Brinellsche Härtezahl die Eigenschaften eines Stahls hinsichtlich der Abnützung nicht zu erkennen gibt, sofern er der Abnützungsprobe nach Derihon unterworfen wird. Doch scheint das Derihon-Verfahren unter der Voraussetzung der Übereinstimmung je zwei gleichartig ausgeführter Versuche und der Kontrolle durch einen Normalstab brauchbare und fehlerfreie Resultate bezüglich der Abnützung durch gleitende Reibung unter Benützung von Schmiermitteln zu ergeben.

3. Rollende Reibung bei trockener Oberfläche, wie sie im Eisenbahnbetrieb vorkommt, ist vom Verfasser für die Zwecke

---

[1]) „Mitteilungen über Abschleifversuche an Metallen", von E. Nusbaumer, V. Kongreß des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen, Kopenhagen 1909.

[2]) Die Ziffer der Abnützung bedeutet die Anzahl von Zehntausendstel Millimetern, die unter bestimmten Bedingungen abgeschliffen worden sind. Je höher die Zahl, umso stärker die Abnützung.

Digitized by Google

dieses Berichtes mit Hilfe der von ihm selbst erfundenen Abnütz-maschine untersucht worden, von der dem Iron and Steel Institute im Jahre 1908 eine vollständige Beschreibung gegeben worden ist; „Journal of the Iron and Steel Institute", Nr. III, 1908. Das Prinzip ist kurz das eines sich drehenden Probestückes, welches mit Hilfe der Reibung an seiner oberen Seite den inneren Ring eines belasteten Kugellagers treibt. Die untenstehende Abbildung des Arbeit ver-

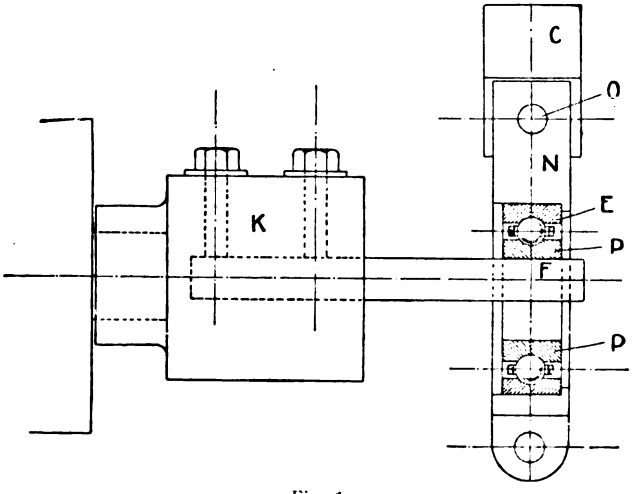


Fig. 1.

richtenden Teiles der Maschine wird dies klarmachen. K ist das Klemmfutter, das das Probestück F hält. Dieses dreht sich und treibt mittels Reibung den inneren Ring P des Kugellagers, während der äußere Ring E durch N festgehalten wird. Letzterer Teil ist mittels des Bolzens O an den belasteten Hebelarm C angehängt. Der innere oder Abnützring P ist aus 6% Nickelstahl hergestellt und besitzt eine Brinellsche Härtezahl 555.

Die Versuche, deren Resultate in den folgenden Tabellen wiedergegeben sind, wurden mit der größten Sorgfalt vorgenommen. Sie sind alle wenigstens zweimal ausgeführt worden.

Während der Durchführung der Versuche ist die Maschine sehr oft dadurch kontrolliert worden, daß man eine große Zahl von Normalstäben einspannte. Bei sämtlichen Versuchen sind Stäbe von gleichem Querschnitt verwendet worden. Auf Tabelle IV sind die Resultate gegeben, die mit einem 0·7% Kohlenstoffstahl erzielt wurden, der verschiedenartigen Wärmebehandlungen unterworfen war.

Digitized by Google

Tabelle IV.

Beschreibung	Härte nach Brinell	Abnützung nach Saniter[1])
Abgeschreckt und angelassen auf 735° C. . .	228	41·0 (1040)
Wieder erhitzt auf 760° C	228	43·5 (1104)
Abgeschreckt und wieder erhitzt auf 710° C .	241	47·5 (1206)
„ „ „ „ „ 860° „ .	252	38·5 (980)
Wieder erhitzt auf 860° C	255	37·5 (952)
Abgeschreckt und wieder erhitzt auf 650° C .	269	36·0 (915)
„ „ „ „ „ 550° „ .	315	25·0 (635)

Die Ergebnisse auf dieser Tabelle zeigen entschieden eine Beziehung an zwischen der Härtezahl und dem Abnützungsversuch. Der zweite und dritte Versuch sind jedoch Ausnahmen, besonders der letztere fällt ganz aus der Reihe.

In Tabelle V sind die Ergebnisse einer Versuchsreihe mit Kohlenstoffstählen enthalten, welche alle gleich behandelt wurden.

Tabelle V.

Sämtliche Probestäbe wieder auf 860° C erhitzt und an der Luft abgekühlt.

Kohlenstoff	Silicium	Mangan	Härte nach Brinell	Abnützung nach Saniter
0·46%	0·1 %	0·76%	202	39·5 (1000)
0·59%	0·1 %	0·65%	228	37·5 (952)
0·98%	0·07%	0·45%	250	48·0 (1230)
0·71%	0·3 %	0·62%	255	37·5 (952)
0·76%	0·1 %	0·73%	255	29·5 (750)

Wir haben hier wieder eine deutliche Beziehung zwischen den Härte- und den Abnützungsziffern, indessen mit einer offenkundigen Ausnahme beim dritten Versuch.

[1]) Die Abnützungsziffer ist in zwei Zahlen gegeben; die eine (nicht eingeklammerte) stellt die Anzahl von Zehntausendstel engl. Zoll, die andere (eingeklammerte) die Anzahl von Zehntausendstel Millimetern dar, um welche der Durchmesser der Probestücke bei einer bestimmten Zahl von Umdrehungen vermindert wird im Vergleich mit einem Kontrollstabe. Die niedrigste Zahl bedeutet daher die größte Abnützung.

Digitized by Google

Auf Tabelle VI sind die Ergebnisse der Versuche mit einigen Stahllegierungen, die einer Wärmebehandlung unterworfen waren, wiedergegeben.

Tabelle VI.

Kohlenstoff	Silicium	Mangan	Nickel	Chrom	Vn	Härte n. Brinell	Abnützung n. Saniter
Hadfields Manganstahl						223	22·0 (560)
0·48%	1·8 %	0·51%	—	—	—	283	46·5 (1180)
0·31%	0·05%	0·36%	—	0·76%	0·20%	288	41·0 (1547)
0·29%	0·08%	0·48%	2·9%	0·56%	—	293	51·5 (1306)

Für den Fall der obigen Stahllegierungen versagt die Beziehung zwischen Härte und Abnützung vollkommen.

Tabelle VII.

Quotient Brinell-Z. Shaw-Z.	Härte nach Shaw	Härte nach Brinell	Abnützung nach Saniter
6·6	30·5	202	39·5 (1000)
8·9	25·0	223	22·0 (560)
7·1	32·0	228	41·0 (1040)
6·9	33·0	228	37·5 (950)
6·7	34·0	228	43·5 (1050)
6·7	36·0	241	47·5 (1200)
[1] 7·0	35·0	248	48·0 (1220)
6·7	37·5	250	48·5 (1230)
6·7	37·5	252	38·5 (978)
6·8	37·5	255	37·5 (950)
6·8	37·5	255	29·5 (750)
6·6	41·0	269	36·0 (913)
6·8	41·5	283	46·5 (1180)
6·8	42·0	288	61·0 (1545)
7·0	42 0	293	51·5 (1305)
7·1	44·0	315	25·0 (635)

Auf Tabelle VII sind alle in den drei früheren Tabellen enthaltenen Stähle in der Reihenfolge der Brinellschen Zahlen zusammengestellt. Die Skleroskopzahlen nach Shaw sind ebenfalls angegeben sowie der Quotient, den die Division der Brinell-Zahlen durch die Shaw-Zahlen ergibt.

[1]) Kontrollstab.

Digitized by Google

Bei einer Überprüfung der in Tabelle VII vereinigten Ergebnisse fällt sofort in die Augen, daß die Härtezahl nach Brinell oder nach Shaw als Kennzeichen der Abnützungseigenschaften einer Menge verschiedenartiger Stähle in der Saniter-Maschine bei rollender Reibung in trockenem Zustande keine Dienste zu leisten vermögen.

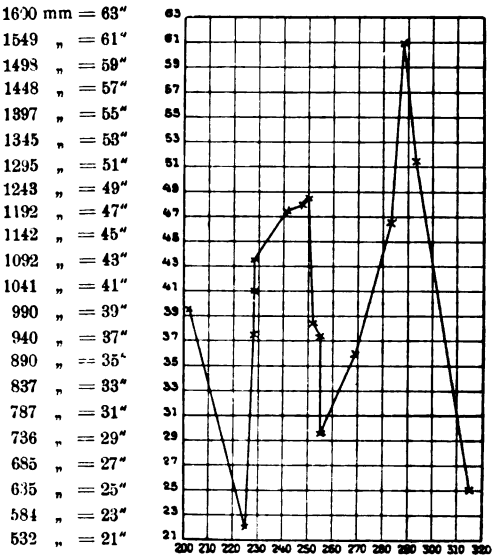


Fig. 2.

Allgemeine Schlußfolgerung.

Die Ergebnisse aus Tabelle VII sind in Fig. 2 aufgetragen. Die allgemeinen Schlußfolgerungen lauten: Während eine hohe Brinellsche Härteziffer eine geringere Abnützung erwarten läßt, kommen doch so viele Ausnahmen vor, daß die Anwendung der Brinellschen Probe zum Zwecke der Kennzeichnung der Abnützungseigenschaften unzuverlässig ist, soweit die besprochenen Verfahren der Abnützungsprüfung in Betracht kommen. Das Verhältnis der Brinell-Proben einerseits und der Abnützungsversuche andererseits zur Abnützung beim wirklichen Gebrauch bedarf noch der Erforschung.

Die große Bedeutung der Abnützungsprobe als ein Maßstab der Abnützung zeigte sich nachdrücklichst bei der Erprobung von Hadfield Manganstahl, der trotz einer geringen Brinellschen Härtezahl die beste Ergebnisziffer für Abnützung unter allen erprobten Stählen bot.

Digitized by Google

Das ausgezeichnete Verhalten der Manganstahl-Schienen ist zwar bekannt, ist aber erst kürzlich allgemein anerkannt worden, obgleich Schienen schon seit 1906 aus dem bei Sir Hadfields erzeugten Luppenstahl bei Le Creusot gewalzt werden.

Der Verfasser ist der Steel, Peech & Tozer A. G. zu Dank verpflichtet für die Erlaubnis zur Veröffentlichung dieser Ergebnisse, die in ihrer Prüfungsanstalt gewonnen sind, ferner dem Herrn Dr. Baker für die sorgfältige Durchführung der Untersuchung sowie den Herren Sir R. Hadfield und Dr. Stead für die gewährte freundliche Unterstützung.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

III$_2$

UNTERSUCHUNGEN ÜBER DIE HÄRTE DES STAHLES.

Industrielle Anwendung zur Feststellung der Homogenität bei Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von Stählen und bei Verfassung von Bedingnisheften.

Von Capit. **C. Grard**, Paris.

(Übersetzt von J. Fleischmann.)

Gelegentlich des im Jahre 1900 in Paris abgehaltenen internationalen Materialprüfungskongresses (Congrès international des méthodes d'essai des matériaux de construction), schlug Brinell ein Verfahren zur Bestimmung der Härte von Metallen vor.

Diese Methode beruht darauf, daß auf das Metall ein bestimmter Druck durch Vermittlung einer Stahlkugel von bestimmtem Durchmesser ausgeübt wird. Es entsteht hiedurch auf dem dieser Probe unterworfenen Metall eine Vertiefung von der Form einer Kugelkalotte, deren Oberfläche sich leicht berechnen läßt.

Wenn man den auf die Kugel und auf die Oberfläche der Kugelkalotte ausgeübten Druck mit P bezeichnet, so gibt die Formel: $\frac{P}{a} = \Delta$ die Härtezahl.

Man kann die Härteproben von zwei verschiedenen Gesichtspunkten aus betrachten:

1. Die Kugeldruckmethode stellt sich als eine Ersatzprobe für die Zerreißprobe dar, welcher Ersatz die Übernahmsversuche nicht nur einfacher und weniger kostspielig gestaltet, sondern auch eine beliebig große Anzahl derselben ermöglicht.

Die Kugeldruckprobe ist ökonomischer als die Zerreißprobe. Sie kann an einer ansehnlichen Zahl von Punkten durchgeführt

Digitized by Google

werden und ermöglicht es auf diese Weise, das Metall an jenen Stellen, welche zu Befürchtungen Anlaß geben, zu prüfen.

Dieselbe kann speziell bei fertigen Stücken oder Mustern angewendet werden, die infolge ihrer Form und ihrer Abmessungen die Entnahme von Zerreißstäben nicht gestatten.

Der Proportionalitätskoeffizient ermöglicht es, bei gewöhnlichem Kohlenstoffstahl die Festigkeit kennen zu lernen.

So angewendet, liefert die Kugeldruckprüfungsmethode keine anderen Aufschlüsse als die Zerreißprobe. Sie erteilt dieselben nur auf eine raschere und einfachere Art.

2. Die Kugeldruckprobe kann aber — als Originalversuch — einen selbständigen Charakter besitzen und dazu dienen, eine besondere Eigenschaft, und zwar die der Homogenität (Gleichförmigkeit), klarlegen.

Ein vollkommen gleichförmiges Metall muß nämlich bei der Kugeldruckprobe gleiche Abdrücke liefern, sofern die Erprobungsbedingungen genau gleiche sind und die Messungen mit der erforderlichen Genauigkeit durchgeführt werden.

Die Härtezahlen jedoch sind niemals identisch. Sie differieren untereinander um verschiedene Größen. Diese Abweichungen finden ihre Ursache sowohl in begangenen Untersuchungs- und Meßfehlern als auch in mangelhafter Homogenität des Metalles.

Nach Feststellung des auf Untersuchungsfehler zurückzuführenden Teiles der Abweichungen kann man mit genügender Genauigkeit den anderen Teil, den, der auf die mangelhafte Homogenität zurückzuführen ist, feststellen. Auf diese Weise besitzt man in der Kugelmethode ein wertvolles Kontrollmittel für diesen Mangel, der einen so bedeutenden Einfluß auf die Arbeit des Stahles ausübt.

Die verschiedenen, nachstehend angeführten Versuchsserien wurden mit Kohlenstoffstählen durchgeführt, welche vorher einer geeigneten Warmbehandlung unterzogen worden waren. Sie ermöglichen in gewissem Grade eine Beantwortung der vom Kopenhagener Kongreß formulierten Aufgabe, betreffend die Prüfung der Homogenität und der Bestimmung der Festigkeit durch Härteproben.

Des weiteren erschien es von Interesse, die Härte und Sprödigkeit (Brüchigkeit) der in Frage kommenden Stähle einander gegenüberzustellen.

Digitized by Google

Bestimmung der Härtezahl von gewöhnlichen ausgeglühten Kohlenstoffstählen.

Prüfung der Homogenität. — Die gemachten Erfahrungen zeigten, daß die Kugel beim Eindringen in das Metall unter einem Druck von 3000 kg ein Aufwerfen desselben am Rande verursachte.

Fig. 1 zeigt die Ansicht des Eindruckschnittes.

Wenn wir den Kugeldurchmesser mit D, den Eindruckdurchmesser mit d, die Eindrucktiefe mit h bezeichnen, so lautet die Formel der Oberfläche der Kugelkalotte:

$$a = \pi D h \qquad \text{oder:}$$

$$a = \pi D \frac{D - \sqrt{D^2 - d}}{2}$$

Man kann sonach:

1. die Eindrucktiefe h messen und danach a bestimmen oder
2. die Eindruckbreite d messen und daraus a ableiten.

Wenn die genaue Form der Eindruckränder gegeben ist, ist es von Interesse, die Schwierigkeiten zu untersuchen, welchen man bei jeder der beiden Arten des Vorgehens begegnet, um sich über die Vor- und Nachteile jeder der Methoden klar zu werden.

Fig. 1. Schnitt des durch die Brinell'sche Kugel erzeugten Eindruckes.

Wahl des Vorganges bei der Wertbestimmung. — Die beiden in Betracht kommenden Fehler, und zwar erstens Überschätzung der Eindrucktiefe infolge der Annahme, daß dieselbe gleich ist $h + \varepsilon$, d. h. daß bei derselben die Randwulst mitgerechnet wurde, zweitens die Annahme eines unrichtigen Durchmessers infolge ovaler Form der Kugel, sind Fehler gleicher Ordnung.

Tatsächlich gelangt man bei jedem der beiden Verfahren zu nahezu identischen Ergebnissen.

Der erste Vorgang ergibt bei denselben Stählen folgende Härtezahlen:

Weicher Stahl . . .	$\Delta = 142$
Halbharter Stahl . .	$\Delta = 166$
Harter Stahl	$\Delta = 201$

der zweite Vorgang dagegen:

Digitized by Google

Weicher Stahl . . . $\Delta = 142$
Halbharter Stahl . . $\Delta = 166$
Harter Stahl . . . . $\Delta = 200$

Wenn die Wahl zwischen beiden Verfahren freistand, wurde das zweite gewählt, wobei einige interessante Aufschlüsse zutage traten.

Einfluß auf die Größe der Härtezahl. — Man kann die Ursachen, welche ihren Einfluß auf die Größe der Härtezahl ausüben können, in zwei verschiedene Gruppen teilen:

a) Der ersten Gruppe sind jene Einflüsse zuzuzählen, welche infolge der mehr oder weniger großen Genauigkeit der verwendeten Apparate mit den bei diesen Apparaten sich ergebenden Fehlern auftreten, und zwar:

1. Fehler, die bei der Wertbestimmung des Druckes begangen werden;

2. Fehler, welche bei der Abmessung des Eindrucksdurchmessers begangen werden.

Der Verfasser hat auch jene Genauigkeitsgrenzen festgestellt, mit welchen bei den gebräuchlichen Apparaten gerechnet werden kann.

b) Der zweiten Gruppe sind jene Einflüsse zuzuzählen, welche die Versuchsbedingungen selbst auf die Größe der Härtezahl nehmen. Es war uns möglich, diese experimentellen Bedingungen mit ziemlicher Genauigkeit zu bestimmen.

Sofern bei der Durchführung der Versuche nicht methodisch und gleichartig vorgegangen wird, ist die Möglichkeit häufiger Differenzen gegeben und es wird dadurch ein Vergleich der Resultate untereinander verhindert.

Diesem Gedankengang folgend, hat der Verfasser folgende Untersuchungen angestellt:

1. über den Einfluß der Druckgeschwindigkeit bei der zur Erzeugung des Eindrucks bestimmten Maschine;

2. über den Einfluß der Zeitdauer des Druckes;

3. über den Einfluß der Richtung, in welcher der Druck mit Bezug auf die Walzrichtung vorsichgeht;

4. über den Einfluß der Wahl des zu messenden Eindruckdurchmessers.

Die Anwendung einer rationellen und einheitlichen Methode bei Durchführung der Probe ermöglicht es, die vorerwähnte zweite Quelle von Fehlern auszuschalten.

Digitized by Google

Nur die erste bleibt auch weiterhin bestehen.

Nach Durchführung zahlreicher Versuche wird man sich über den größtmöglichen Fehler, welcher bei der Härtezahl unterlaufen kann, Rechenschaft ablegen können.

Bei vollkommen homogenem Metall sollen die den verschiedenen Eindrücken entsprechenden Ziffern untereinander um nicht mehr als diesen auf dem Versuchswege festgestellten größtzulässigen Fehler differieren.

Sonach gibt die Bestimmung dieses größten Fehlers uns ein Mittel an die Hand, durch Kugelproben die Homogenität des Metalles zu prüfen.

Erste Fehlergruppe. Die Summe der größten Fehler, welche

1. der Schätzung der Druckgröße bei einer Maschine mit direkter Gewichtsbestimmung (im Maximum eine Brinell'sche Einheit),

2. der mikroskopischen Ablesung des Eindruckes (höchstens 3 Brinell'sche Einheiten) zuzuschreiben sind,

wurde geringer als 5 Brinell'sche Einheiten befunden.

Zweite Fehlergruppe.

1. Der Einfluß der Druckgeschwindigkeit. Bei Druckgeschwindigkeiten von zwei Minuten und darüber weichen die Eindruckdurchmesser nur unbedeutend von einander ab. So kann demnach für alle Versuche eine Druckgeschwindigkeit von zwei Minuten angewendet werden.

2. Der Einfluß der Druckdauer. Für genaue Untersuchungen scheint eine Zeitdauer des Druckes von fünf Minuten das Minimum darzustellen, unter welches man nicht gehen sollte. Jedenfalls wird es aber, sofern im Interesse einer rascheren Durchführung eine kürzere Zeitdauer gewählt werden sollte, notwendig sein, um die Vergleichsmöglichkeit der Versuche zu wahren, für alle Proben eine einheitliche Zeitdauer festzusetzen.

3. Der Einfluß des Glühens und der Richtung, in welcher der Druck mit Bezug auf die Walzrichtung ausgeübt wird. Die aus den nach dieser Richtung angestellten Versuchen sich ergebenden Schlußfolgerungen sind die folgenden:

1. Vollständig systematisches Glühen läßt die Walzhärtung verschwinden, macht den Stahl weicher und bewirkt im allgemeinen, daß der Eindruckdurchmesser größer wird als vor dem Glühen, daß also eine geringere Härtezahl resultiert.

Digitized by Google

Es empfiehlt sich sonach, ehe man verschiedene Stahlsorten auf ihre Härte untereinander vergleicht, dieselben vorher auszuglühen.

2. Die senkrecht zur Walzrichtung erzielten Eindrücke sind breiter als die parallel zur Walzrichtung erhaltenen.

Die den ersteren entsprechenden Härtezahlen sind geringer als jene der letzteren.

Bei Vergleichsproben ist es sonach erforderlich, die Richtung, in welcher die Eindrücke erzeugt wurden, ersichtlich zu machen.

Wir werden darauf noch gelegentlich der Besprechung der Proportionalitäts-Koeffizienten zurückkommen.

3. Ob nun die Eindrücke senkrecht oder parallel zur Walzrichtung gemacht werden, es ist in jedem Falle unerläßlich, den Durchmesser zu bestimmen, dessen Maß als Grundlage für die Oberflächenbestimmung der Eindruckskugelkalotte zu dienen hat.

Bei Abmessung mehrerer Durchmesser eines und desselben Eindruckes zeigt sich, daß diese nicht vollkommen gleich sind und zwischen ihnen manchmal Differenzen von einigen Hundertsteln bestehen, die nicht allein auf Meßfehler zurückgeführt werden können.

Gewalzter Stahl. Senkrecht zur Walzrichtung durchgeführte Versuche. Bei diesen Eindrücken waren die parallel zur Walzrichtung gefundenen Durchmesser im allgemeinen kleiner als die senkrecht zur Walzrichtung abgelesenen.

Bei gewissen Stahlsorten hat diese Differenz fünf Hundertel betragen.

Dieselbe dürfte dem Festigkeitsunterschiede des Metalles in der Querrichtung gegenüber der Längsrichtung zuzuschreiben sein, welcher Unterschied ja durch Zerreißproben erwiesen ist.

Die Maße jener beiden Durchmesser, welche unter halbem Winkel zu den vorbezeichneten Durchmessern stehen, kamen sich in ihrer Größe stets sehr nahe. Daraus geht hervor, daß es sich zur Vermeidung von Fehlern bei der Wertbestimmung der Härtezahl empfiehlt, in genauer Weise die Richtung des zu messenden Durchmessers zu bestimmen. Die parallel zur Walzrichtung durchgeführten Versuche ließen die gleichen Beobachtungen machen.

Stahl in zylindrischen Stäben. Wenn Härtemessungen bei Stäben oder Stücken zylindrischer Form durchgeführt werden sollen, wird man vorteilhaft für die Messung der Eindrücke ent-

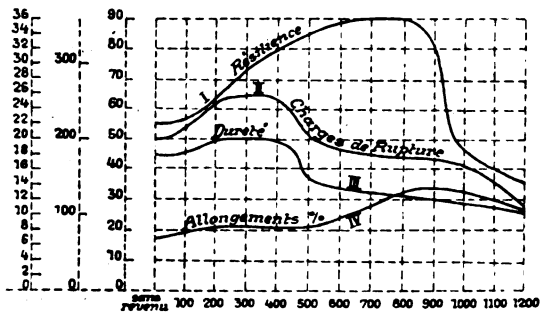
Digitized by Google

weder die Durchmesser wählen, welche auf dem durch den Eindruckmittelpunkt hindurchgehenden Radius des kreisförmigen Stabquerschnittes (also auf der Verbindungslinie zwischen den Mittelpunkten des Eindruckes und Stabquerschnittes) liegen oder jene, die senkrecht auf den vorhergehenden Durchmessern gelegen sind.

Jedenfalls empfiehlt es sich, für den der Eindruckberechnung zur Grundlage dienenden Durchmesser den Durchschnittswert der beiden vorher bezeichneten Durchmesser zu nehmen.

Veränderung der mechanischen Eigenschaften von Kohlenstoffstählen mit der Anlaßtemperatur.

Weicher Stahl (Flußeisen).



Anlaßtemperaturen.

Résilience = spezifische Schlagarbeit
Charges de Rupture = Bruchbelastung
Dureté = Härte
Allongements % = Dehnung %

Proportionalitätskoeffizienten:

Weicher geglühter Stahl: K = 0·355 (senkrecht zur Walzrichtung); K = 0·342 (parallel zur Walzrichtung)

Weicher gehärteter und zwischen 500° und 700° angelassener Stahl: K = 0·346.

Stahlguß. — Die im Stahlguß erzeugten Eindrucke sind sozusagen streng kreisrund gewesen.

Hier findet man nicht mehr die bei gewalzten Stählen erwähnten Differenzen der Durchmesser.

Im Stahlguß besteht nämlich tatsächlich nicht jene Lagerung der Moleküle, wie dieselbe bei gewalztem Stahl zu finden ist.

Wenn bei Stahlguß in einem Punkt ein Druck ausgeübt wird, so besteht eine Gleichheit des Widerstandes nach allen von diesen Punkten ausgehenden Richtungen.

Digitized by Google

Schlußfolgerungen. Bei Annahme der von uns berechneten Versuchsbedingungen schließen wir die Abweichungen und Fehler aus, welche mangels einer systematischen und in jeder Hinsicht gleichartigen Durchführung der Proben zutage treten könnten.

Wir befinden uns also lediglich den Fehlern der ersten Gruppe gegenüber, welche schließlich in einer Veränderung des Eindrucksdurchmessers zum Ausdruck kommen.

Nach dem Gesagten beträgt mit Apparaten, welche mit den von uns beschriebenen identisch sind, unter den vorher dargelegten Bedingungen der absolute Wert des größten Fehlers, der bei der Härtezahl begangen werden kann, weniger als 5 Brinell'sche Einheiten.

Wenn also N die genaue, einem bestimmten Stahl entsprechende Härtezahl ist, so stellt $N \pm 5$, die den Versuchsfehlern zuzuschreibenden Abweichungen dar.

Zwei Härtezahlen, die sich aus zwei an einem und demselben, vollkommen homogenen Stahl ausgeführten Eindrücken ergeben, dürfen nicht um mehr als 10 Einheiten differieren.

Größere Differenzen als 10 müssen einer Verschiedenheit in der Verteilung der Gefügebestandteile zugeschrieben werden.

Man besitzt derart eine wertvolle Methode zur Prüfung der Homogenität eines bestimmten Metalles und dies ist die wichtigste Schlußfolgerung, welche aus dem ersten Teil dieser Untersuchung resultiert.

Beziehungen zwischen der Härte und der Zerreißfestigkeit.

Proportionalitätskoeffizienten in ihrer Anwendung auf geglühte und gehärtete Stähle. Wenn wir die Zerreißfestigkeit des Metalles mit R und die Härtezahl (Brinell'sche Ziffer) mit Δ bezeichnen, so lautet die durch Brinell aufgestellte Gleichung:

$$\frac{R}{\Delta} = K$$

wobei K einen Koeffizienten darstellt, welcher bei Kohlenstoffstählen geringen Veränderungen unterliegt.

Diese Tatsache kann ohne weiteres experimentell nachgewiesen werden. Dieselbe ist von Interesse, da sie eine Vereinfachung der Zerreißproben ermöglicht. Tatsächlich genügt es, den Durchmesser des Kugeleindruckes zu messen, von diesem Eindruck die Härtezahl

Digitized by Google

abzuleiten und diese schließlich mit dem Proportionalitätskoeffizienten zu multiplizieren, um so die Zerreißfestigkeit zu erhalten.

Dieser Vorgang ist einfach und man erspart dabei immerhin die umständliche Herstellung von Zerreißstäben.

Der Proportionalitätskoeffizient ist jedoch nicht absolut konstant. Er unterliegt bei den verschiedenen Stahlsorten geringen Veränderungen, deren nähere Bestimmung von Interesse ist. Wir wollen nunmehr nacheinander geglühte Stähle und gehärtete und verschiedenen Anlaßprozessen unterworfene Stähle untersuchen.

a) Ausgeglühte Stähle. Gewöhnliche Kohlenstoffstahlsorten kann man in folgender Weise einteilen:

Extraweicher Stahl, bei welchem die Festigkeit (R) variiert zwischen	34—40 kg
Weicher und halbweicher Stahl	40—45 kg
Halbharter Stahl	55—65 kg
Harter Stahl	65—75 kg
Extraharter Stahl, bei welchem R größer ist als	75 kg

Mit jeder dieser Sorten wurden parallel zu einer größeren Anzahl Zerreißproben Härteproben durchgeführt.

Es war so möglich, die Proportionalitätskoeffizienten zu bestimmen.

1. Senkrecht auf die Walzrichtung durchgeführte Härteproben. Auf Grund dieser Proben kann man die Kohlenstoffstähle vom Gesichtspunkte der Härte aus wie folgt klassifizieren:

Extraweicher Stahl (Flußeisen) .	$\Delta < 120$
Weicher und halbweicher Stahl (Flußeisen)	$120 < \Delta < 160$
Halbharter Stahl	$160 < \Delta < 180$
Harter Stahl	$\Delta < 120$

Die diesen Sorten entsprechenden Proportionalitätskoeffizienten sind die folgenden:

Extraweicher Stahl (Flußeisen)	$K = 0{\cdot}360$
Weicher und halbweicher Stahl (Flußeisen)	$K = 0{\cdot}355$
Halbharter Stahl	$K = 0{\cdot}353$
Harter Stahl	$K = 0{\cdot}349$

b) Gehärtete und angelassene Stähle. Die betreffenden Stähle wurden mit Ausnahme der besonders weichen und besonders

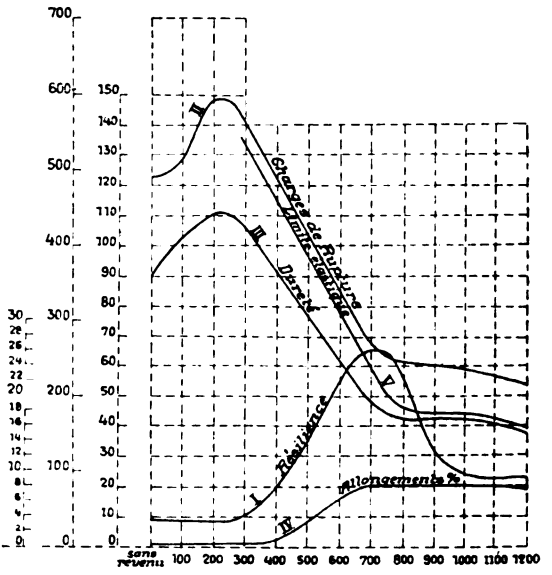
Digitized by Google

harten Sorten, nach erfolgter Härtung bei Temperaturen, welche sich zwischen 100° und 1200° bewegten, angelassen und ausgeglüht.

Nach jeder einzelnen Wärmebehandlung' wurden die Stähle parallel zu den Zerreißproben entsprechenden Härteproben unterzogen.

Veränderung der mechanischen Eigenschaften von Kohlenstoffstählen mit der Anlaßtemperatur.

Halbharter Stahl (Flußeisen).



Anlaßtemperaturen.

Résilience = spezifische Schlagarbeit — Allongements = Dehnung
Charges de Rupture = Bruchbelastung — Limite élastique = Elastizitätsgrenze
Dureté = Härte — Sans revenu = ohne Anlassen

Proportionalitätskoeffizienten:

Halbharter Stahl, geglüht	K = 0·353 (senkrecht zur Walzrichtung) K = 0·337 (parallel zur Walzrichtung)
Halbharter Stahl, gehärtet und angelassen zwischen 500 und 700°	K = 0·344

Die Ergebnisse konnten synthetisch nach dem Durchschnitt einer großen Anzahl von Versuchen in Schaubildern festgelegt werden.

Härtekurven und Zerreißkurven zeigen das allgemeine Bild des Prüfungsverlaufes für jede Stahlkategorie, welche die Durch-

Digitized by Google

schnittseigenschaften der betreffenden, durch die Kurven veranschaulichten Kategorie besitzen, und zwar:

Weicher und halbweicher Stahl (Flußeisen) . . . . . R = 44 kg
Halbharter Stahl . . . . . R = 60 kg
Harter Stahl . . . . . R = 70 kg

Um die Proportionalitätskoeffizienten zu erhalten, mußte man den Kurven der durchschnittlichen Festigkeitsgrößen jene der durchschnittlichen Härtezahlen gegenüberstellen, und zwar wie sie auf Grund zahlreicher Eindrücke bei verschiedenen Anlaßtemperaturen mit den betreffenden Stahlsorten erzielt wurden.

An einer und derselben Stahlprobe und für jeden einzelnen Anlaßprozeß wurden etwa 20 Eindrücke gemacht.

Die Richtung der beiden Kurven ist nahezu die gleiche.

Ein Vergleich dieser beiden Kurven gibt Anlaß zu folgenden Bemerkungen:

Harte Stähle. Bei harten Stählen haben die nach verschiedenen Anlaßgrößen gemachten Eindrücke große Regelmäßigkeit gezeigt.

Die bei den Eindrücken eines und desselben Anlaßvorganges gefundenen Abweichungen betrugen 1 bis 2 Hundertel.

Bei diesen Stählen ergab sich sonach eine kontinuierliche Härtekurve.

Dagegen ist bei harten Stählen die Bestimmung der Festigkeitskurve zwischen den Anlaßtemperaturen von 0 und 400° schwer zu bestimmen, weil die Stäbe infolge ihrer Sprödigkeit brechen.

Innerhalb dieses Intervalls liefert uns also die Härtekurve Angaben, welche wir von der Zerreißkurve nicht erhalten können. Sie zeigt ein Härtemaximum für ein Anlassen bei ungefähr 100°.

Proportionalitätskoeffizient von hartem, gehärtetem Stahl. Der Proportionalitätskoeffizient von hartem, gehärtetem Stahl wurde nach einem Anlassen bei 500 bis 600° mit 0·318 befunden. Wir haben früher bereits gesehen, daß der Proportionalitätskoeffizient von hartem, ausgeglühtem Stahl 0·349 beträgt.

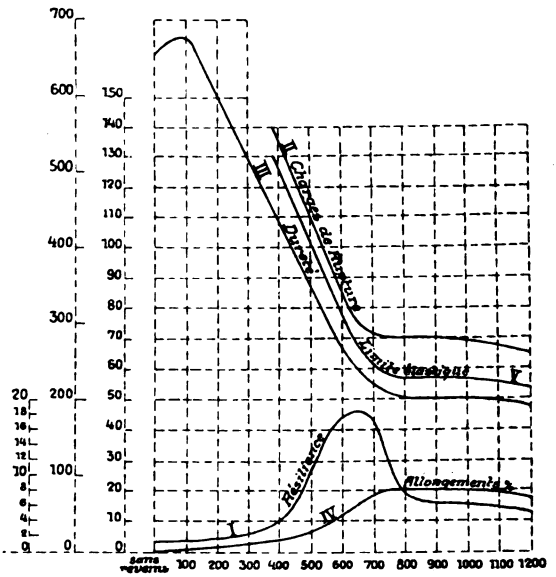
Halbharte Stähle. Halbharte Stähle haben zwischen den Anlaßtemperaturen von 0 und 500° oft recht unregelmäßige Eindrücke geliefert.

Digitized by Google

Proportionalitätskoeffizient von halbhartem, gehärtetem Stahl. Der Proportionalitätskoeffizient von halbhartem, gehärtetem Stahl wurde bei Anlaßtemperaturen zwischen 500 und 600° mit 0·344 gefunden.

Veränderung der mechanischen Eigenschaften von Kohlenstoffstählen mit den Anlaßtemperaturen.

Harter Stahl.



Anlaßtemperaturen.

Résilience = spezifische Schlagarbeit Dureté = Härte
Charges de Rupture = Bruchbelastung Allongements = Dehnung
Limite élastique = Elastizitätsgrenze

Proportionalitätskoeffizienten:

Harter, geglühter Stahl	K = 0·349 (senkrecht zur Walzrichtung) K = 0·321 (parallel zur Walzrichtung)
Harter, gehärteter und zwischen 500 und 600° angelassener Stahl	K = 0·318

Wir haben früher gesehen, daß der Proportionalitätskoeffizient von halbhartem, geglühtem Stahl 0·353 betrug.

Weiche Stähle (Flußeisen). Bei weichem Stahl kann man bei weniger hohen Anlaßtemperaturen in bezug auf die Regelmäßigkeit der Eindrücke die gleichen Beobachtungen machen wie bei halbhartem Stahl.

Digitized by Google

Proportionalitätskoeffizient bei weichem, gehärtetem Stahl. Der Proportionalitätskoeffizient von weichem, gehärtetem Stahl wurde bei Anlaßtemperaturen von 500 bis 700° mit 0·346 gefunden.

Wir haben früher gesehen, daß der Proportionalitätskoeffizient von weichem, geglühtem Stahl 0·355 betrug.

Beziehungen zwischen Härte und Sprödigkeit bei gewöhnlichen Kohlenstoffstählen und bei Spezialstählen.

Es ist von Interesse, bei Stahl durch spezielle Wärmebehandlung die Eigenschaften

1. der Härte,
2. höherer Schlagfestigkeit oder Nichtbrüchigkeit zu erzeugen.

Die Härte wird mittels der Brinellschen Methode bestimmt.

Die geringe Brüchigkeit kann durch Schlagversuche mit dem Charpyschen 25 kg-Hammer festgestellt werden, wobei die Anzahl der Kilogrammeter bestimmt wird, die erforderlich sind, um den Bruch eines gekerbten Stabes $10 \times 10 \times 60$ herbeizuführen.

Die Vereinigung großer Härte mit großer spezifischer Schlagfestigkeit, d. h. eine hohe Brinellsche Zahl und eine hohe spezifische Schlagarbeit, muß insbesondere bei Werkzeugstahl das anzustrebende Endziel sein.

Selbst bei Spezialstählen muß je nach Zweckmäßigkeit entweder in der Richtung der Härte oder jener der Schlagfestigkeit ein Opfer gebracht werden.

In der Mehrzahl der Fälle wird man sich eben damit begnügen müssen, eine mittlere Härte mit einer mittleren Zähigkeit zu vereinigen, welche Eigenschaften man an Hand der vorbeschriebenen Methoden konstatieren kann.

Die gefundenen Resultate erscheinen in Diagrammen zusammengestellt und zeigen, was man im allgemeinen von gewöhnlichem Kohlenstoffstahl erwarten kann.

Eine Vergrößerung der Härte und spezifischen Schlagfestigkeit kann nur bei Spezialstählen erreicht werden.

Bezüglich der Diagramme sind noch folgende Bemerkungen zu machen:

Bemerkung I. Es empfiehlt sich, in Fällen, wo dies möglich, d. h. sofern Formveränderungen nicht zu befürchten sind, zum Zwecke einer Regeneration des Metalles dieses nicht nur einfach zu glühen, sondern vorher zu härten. Es werden dann die Werte

Digitized by Google

ρ der spezifischen Schlagarbeit (Résilience) (im allgemeinen) und Δ der Härtezahl (häufig) höhere.

Bemerkung II. Die maximale Härtezahl von normal gehärteten, harten Stahlsorten differiert zwischen 600 und 650 (Härtung ohne Anlassen oder Anlassen bei 200°). Dieser Härtezahl entspricht eine sehr geringe spezifische Schlagarbeit.

Bei gewöhnlichen extraharten Stahlsorten beträgt die maximale Härtezahl ungefähr 700 (Härtung ohne merkbares Anlassen).

Die entsprechende Schlagfestigkeit ist nahezu Null.

Wenn man eine derartige Härte mit einer gewissen Schlagfestigkeit verbinden will, ist es nötig, dem Stahl gewisse Bestandteile beizumengen, d. h. also zu Spezialstählen zu greifen.

Bemerkung III. Die untersuchten Stähle zeigten im allgemeinen das Maximum der spezifischen Schlagarbeit nach erfolgter Härtung und Anlassen bei ungefähr 50° unter dem von Tchernoff bestimmten Punkt A_3.

Ein auf die Härtung folgendes Ausglühen bis zum Punkte A_3 ergab eine geringere spezifische Schlagarbeit als die vorerwähnte Behandlung.

Bemerkung IV. Diese Untersuchung ermöglicht es nunmehr, Härteproben in Verbindung mit Brüchigkeitsproben in die Bedingnishefte aufzunehmen, da diese gemeinsam die geforderten Eigenschaften des Metalles oft weit besser bestimmen lassen.

Stahl für Schmiedegesenke müßte beispielsweise folgenden Bedingungen gerecht werden:

Proben vor der Härtung	. . . . .	$\Delta \geqslant 250$
	. . . . .	$\rho \geqslant 6$
Proben nach Härtung ohne Anlassen	.	$\Delta \geqslant 800$
	.	$\rho \geqslant 2$

Solcherart sind die aus dieser Untersuchung zu ziehenden praktischen Schlußfolgerungen.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

III4

BEMERKUNGEN ÜBER DIE ABNÜTZUNG DER BRONZEN.

Von **A. Portevin**,
Ingenieur der Fabriken von Dion-Bouton (Paris).

Von **E. Nusbaumer**,
Ingenieur der Fabriken G. Derihon, Lüttich (Belgien), Jeumont (Frankreich).

(Übersetzt von Ing. Fleischmann, Wien.)

Die den Gegenstand dieser Abhandlung bildenden Untersuchungen hatten den Zweck, den Einfluß der chemischen Zusammensetzung auf die Abnützung der Bronzen zu bestimmen.

I.

Tabelle 1 (S. 11) zeigt die chemische Zusammensetzung und die Härte der erprobten Bronzen. Die Grundmetalle (elektrolytisches Kupfer und Zinn von handelsüblicher Beschaffenheit) wurden in Grafittiegeln von 50 kg Fassungsraum geschmolzen. Der Abguß erfolgte in Sand.

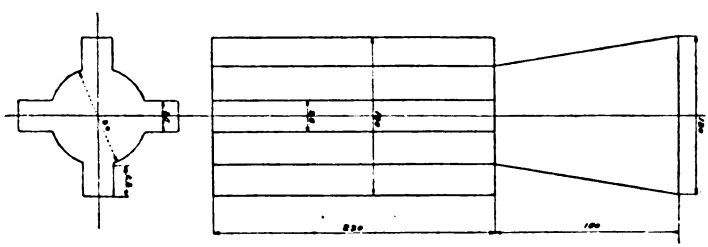


Fig. 1.

Figur 1 zeigt das Modell der Gußstücke. Die aufgegossenen Längsrippen wurden mit der Säge abgeschnitten und auf diese Weise per Ingot 4 Stäbe von $25 \times 25 \times 230$ mm gewonnen, welchen

Digitized by Google

die für die Versuche erforderlichen Probestücke entnommen wurden. Die Proben wurden in keinem Fall einer Wärmebehandlung unterzogen.

II.

Der bei diesen Untersuchungen verwendete Apparat ist die Derihonsche Abnützungsmühle. Wir wollen eine neuerliche Beschreibung derselben unterlassen, da dies bereits in einem Bericht geschah, der allerdings nicht offiziell war, aber an alle Mitglieder des Internationalen Verbandes, die dem Kopenhagener Kongreß 1909 beiwohnten, verteilt wurde. Wir wollen lediglich an das Prinzip des Apparates erinnern, das in der Reibung eines Probestabes an dem Umfang einer in rasche Drehung versetzten polierten Scheibe besteht. Die Scheibe läuft hiebei in einem Ölbade. Ein Hebel belastet die Probe mit einem bestimmten Gewicht und ermöglicht, indem er sich nach Maßgabe der Abnützung des Probestabes senkt, die Größe dieser Abnützung mittelst einer Mikrometerschraube zu bestimmen.[1]) (S. Seite 12 und 13.)

III.

Die weiter unten angeführten Ergebnisse wurden unter den folgenden Erprobungsbedingungen erzielt.

Die Geschwindigkeit der in der Maschine befindlichen Scheibe betrug stets 3200 Umdrehungen per Minute. Jeder Versuch wurde während zwei Millionen Umdrehungen — d. s. aufgerollt 2000 km — beobachtet. Das verwendete Schmieröl war das im Handel unter der Bezeichnung Auto-Öl lichter (klarer) Qualität erhältliche, das zum Ölen der Geschwindigkeitsbüchsen bei Automobilen Verwendung findet. Die Proben, welche wir mit diesem Öl im Laufe unserer Versuche zu wiederholten Malen durchgeführt haben, um uns von seiner Beständigkeit zu überzeugen, haben untereinander eine befriedigende Übereinstimmung gezeigt und im Durchschnitt die folgenden Resultate ergeben:

Dichte bei 15°	0·912
Viscosität nach Engler bei 15°	54·6
Viscosität nach Engler bei 50°	6·15
Entzündungsgrad im verschloss. Behälter .	209°
Entzündungsgrad an der Luft	246°

[1]) E. Nusbaumer, Abhandlung über die Abnützung der Metalle. V. Kongreß des Internat. Verbandes für die Materialprüfungen der Technik, Kopenhagen 1909.

Digitized by Google

Die Ölung wurde geregelt, indem man die gegenüber Volumensänderungen des verwendeten Öles bestehende Empfindlichkeit des Ampèremeters, durch welches der das Dynamometer betätigende Strom hindurchgeht, benützte. Bei Leerlauf unter 220 Volt zeigte das Ampèremeter im allgemeinen 3·5—4 Ampères. Das Öl wurde in der Weise geregelt, daß das Ampèremeter die geringstmögliche Ampèrezahl zeigte, wobei jedoch der Probestab nicht kreischen durfte. Dieses Resultat wurde bei jeder der acht untersuchten Bronze-

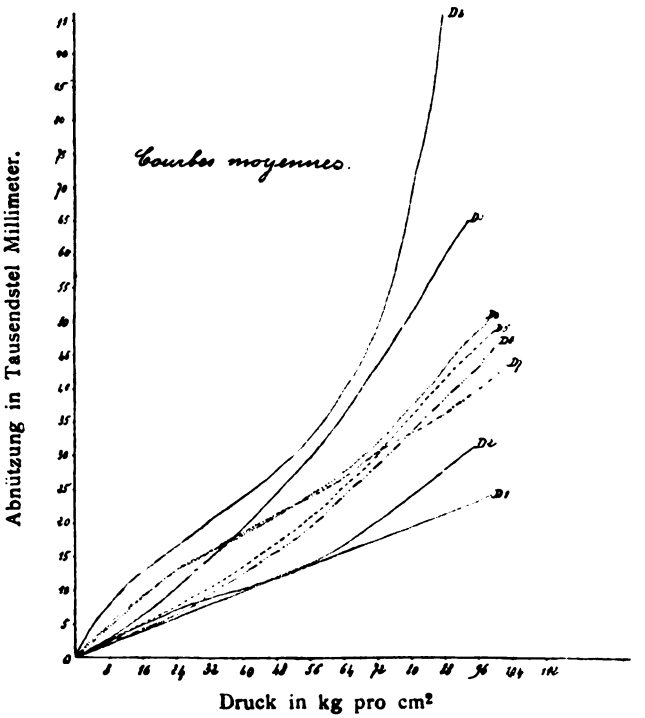


Fig. 2.

Courbes moyennes = Kurven der Durchschnittswerte.

arten erreicht, wobei im ganzen zwei Liter Öl gebraucht wurden. Infolge unvermeidlicher Verluste und infolge Verflüchtigung variierte das Ölvolumen auf die Dauer um ein Geringes; die Abweichung hat jedoch niemals 100 cm³ per Woche überschritten und war durch Nachfüllung einer das Quantum auf 2 Liter ergänzenden Menge leicht richtigzustellen. Das Öl war ungefähr alle zwei Monate ver-

Digitized by Google

braucht, alle sechs Monate wurde die Maschine gereinigt, damit der Staub und die Verunreinigungen, die infolge der Zentrifugalkraft im Innern des Behälters klebten, entfernt werden.

Der Wasserzufluß, der den ganzen Apparat bei möglichst gleichmäßiger Temperatur erhalten soll, wurde derart geregelt, daß zwischen der Eintritts- und Austrittstemperatur eine Differenz von $2{\cdot}5-3^0$ vorhanden war.

Die in Figur 2 ersichtlichen Schaulinien zeigen die Ergebnisse unserer Versuche. Sie drücken die Abnützung aus, welcher die

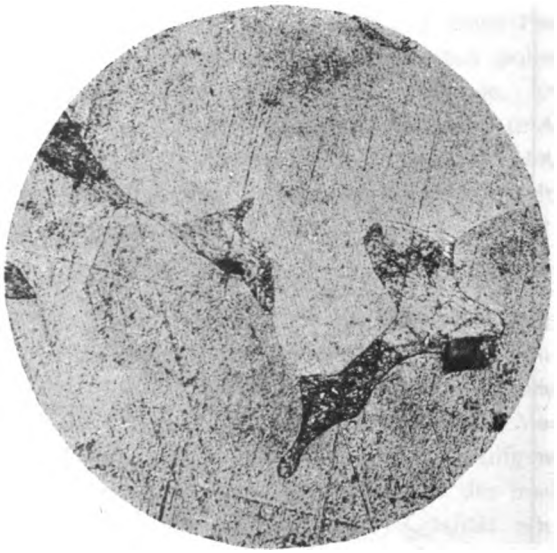


Fig. 3.

Versuchsstäbe infolge des ausgeübten Druckes per cm^2 unterlagen. Es ist aus der Figur leicht ersichtlich, daß sich die Kurven in drei Gruppen teilen: 1. Kurven D 1, D 2, 2. Kurven D 5, D 6, D 7 und D 8, 3. Kurven D 3 und D 4. Bei den nicht phosphorhältigen Bronzen bewirkt der höhere Zinngehalt eine größere Abnützung. Diese ist jedoch wenig fühlbar, solange der Zinngehalt 10% nicht übersteigt; von da an aber wird die Abnützung relativ bedeutend, und der Einfluß des Zinns zeigt sich als besonders ungünstig, sobald man mit starkem Druck arbeitet (Bronze D 4).

Der Zusatz von Phosphor bringt bei den Bronzen eine ganz merkwürdige Wirkung hervor. Während nämlich phosphorhältige

Digitized by Google

Bronzen mit geringem Zinngehalt (Sn weniger als 10%) sich eher mehr abnützen, als nicht phosphorhältige Bronzen von sonst gleicher Legierung, nützen sich jene Bronzen, die neben Phosphor mehr als 10% Zinn enthalten, bedeutend weniger ab, als die betreffenden nicht phosphorhältigen Legierungen. Der Zusatz von Phosphor liefert also im Durchschnitt eine Bronze, bei welcher relativ bedeutende Veränderungen im Zinngehalt sich nur durch sehr geringe Veränderungen in der Abnützung äußern. Nichts destoweniger bleibt die Abnützung proportionell dem Zinngehalt oder genauer gesagt der Menge des vorhandenen Bestandteiles δ.

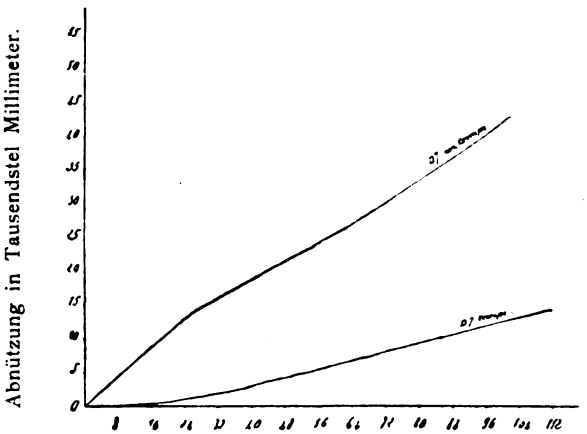


Fig. 4

Interessant war es zu beobachten, wie sich die Abnützung einer Bronze gestalten würde, welcher der Bestandteil δ fehlte. Für diesen Versuch wählten wir die Bronze D 7, aus welcher wir den Bestandteil δ durch Wasserhärtung bei 700° entfernten (Fig. 3). Figur 4 zeigt die Abnützungskurve von D 7 nach dieser Behandlung. Die Kurve ist durchwegs unterhalb derjenigen von D 1 und infolge der Abwesenheit von δ ergab sich die geringste Abnützung, die überhaupt bei den untersuchten Bronzen konstatiert werden konnte.

Die Punkte 8, 16, 24 etc. der verschiedenen Kurven in Fig. 2 bildeten den Gegenstand von mindestens je drei Proben. Wir müssen jedoch hinzufügen, daß die Ergebnisse dieser Versuche nicht immer vollkommen übereinstimmend gewesen sind. Die Kurven in Fig. 2 zeigen den Durchschnitt der verschiedenen Versuchsergebnisse.

Digitized by Google

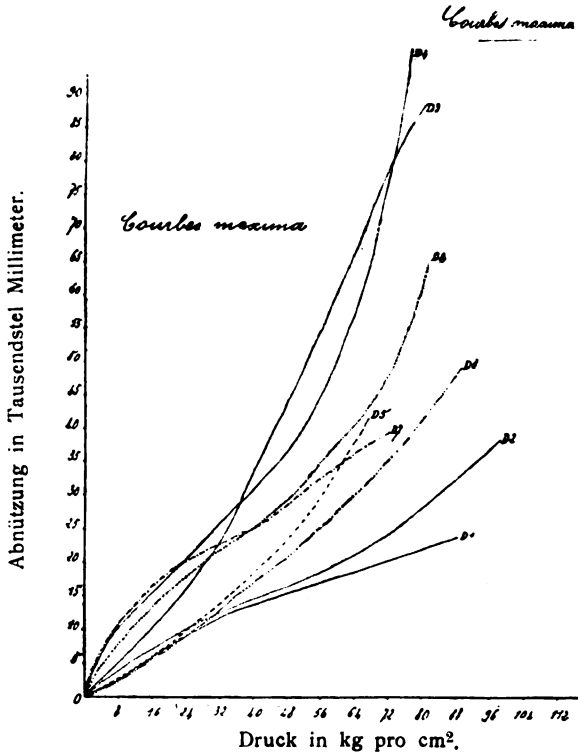


Fig. 5.
Courbes maxima = Maximalkurven.

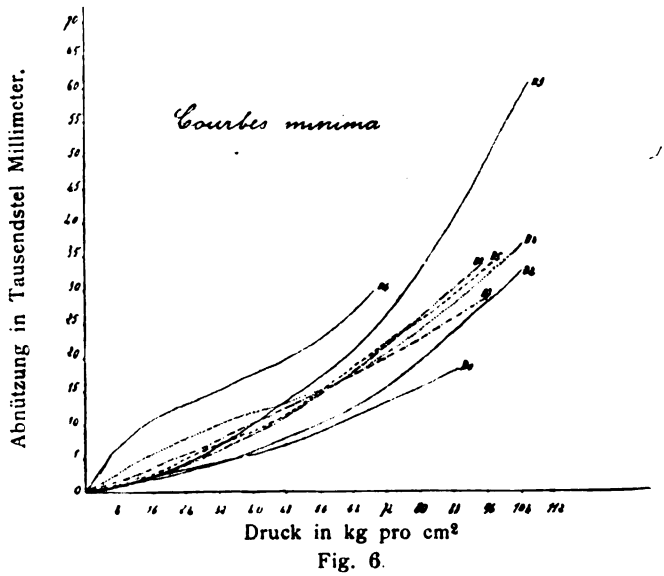


Fig. 6.
Courbes minima = Minimalkurven.

Digitized by Google

In Fig. 5 und 6 dagegen erscheinen einerseits (Fig. 5) die Ziffern der größten Abnützung, andererseits (Fig. 6) jene der kleinsten, die bei entsprechendem Druck mit nicht gehärteten Bronzen gefunden wurden. Wir nennen also die Kurven in Fig. 5 Maximalkurven, jene in Fig. 6 Minimalkurven. Es springt in die Augen, daß die Kurven der Fig. 2 und 5 im allgemeinen den gleichen Verlauf nehmen und nur um einige Einheiten in dem absoluten Werte differieren. Da man, speziell bei Proben dieser Art, das Ergebnis auf einige Tausendstel-

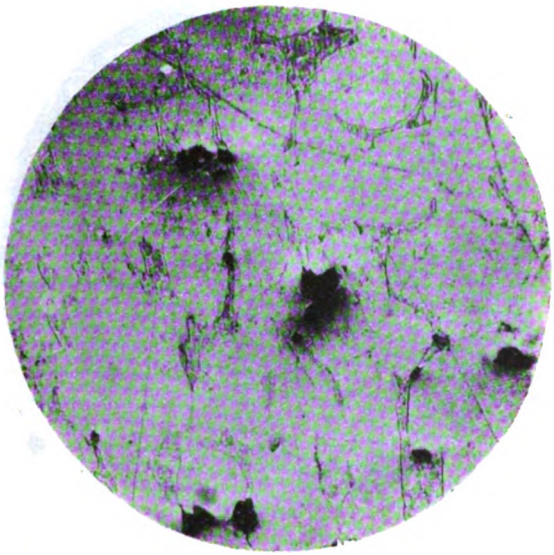


Fig. 7.

millimeter überhaupt nicht garantieren kann, muß wohl zugegeben werden, daß die beiden Figuren hinreichende Übereinstimmung zeigen. Bei den Minimalkurven, deren Abweichungen dagegen sehr geringe sind, können mit Bezug auf Fig. 2 kleine Differenzen im Verlauf der Kurven D 1, D 2 etc. untereinander konstatiert werden.

Gewichtiger wären die Ergebnisse gewesen, die direkt aus der Gesamtheit der Resultate hätten gezogen werden können. Einige haben wir im Laufe dieser Arbeit gefunden. Drei oder vier hievon mußten wir, nachdem wir denselben lange vergeblich nachgeforscht hatten, lokalen Zufällen zuschreiben, wie unzeitgemäßem Er-

Digitized by Google

hitzen, Störungen in der Maschine durch eine äußere Ursache (mit demselben Stück gemachte Schlagproben) etc.

Die übrigen (ungefähr ein Dutzend) haben uns dagegen den Weg zu einem sehr interessanten Phänomen gewiesen, von dem nunmehr die Rede sein soll.

Bei einigen unserer Bronzen zeigte die Abnützung, nachdem sie zuerst eine normale gewesen war, plötzlich eine Verminderung und reduzierte sich sehr rasch sozusagen auf Null. Dieser Versuch

Fig. 8.

wurde in ganz besonders genauer Weise verfolgt und nach 3 bis 4,000.000 Umdrehungen zeigte die Probe plötzlich eine Einsenkung, die sich in weniger als einer Sekunde in der Tiefe eines Millimeters (1000/1000) bildete, ohne daß irgendwelche Anhaltspunkte hiefür hätten gefunden werden können. Es handelte sich nicht etwa um eine durch Ölmangel verursachte Abnützung, denn der sogleich herausgenommene Probestab trug keinerlei weder mit dem Auge noch durch Berührung wahrnehmbare Anzeichen von Verbrennung. Es handelte sich also lediglich um eine plötzlich aufgetretene bedeutende Abnützung, die auf eine Periode der Nichtabnützung gefolgt war.

Digitized by Google

Die mikrographische Untersuchung jener Proben, bei welchen dieses Phänomen zutage getreten war, brachte zuerst keinerlei Aufschluß (Versuch 1, Fig. 7), aber nachdem wir auf die Idee gekommen waren, unseren Probestab auszuglühen (30 Minuten, 600° C.) und ihn dann zu untersuchen, zeigte sie eine grobe, ausgesprochen kristallinische und ungleichförmige Struktur (Versuch 2, Fig. 8). Ein drittes Polieren mit darauffolgender Bearbeitung ergab dagegen wieder normale Struktur ohne Kristalle und Ungleichförmigkeiten

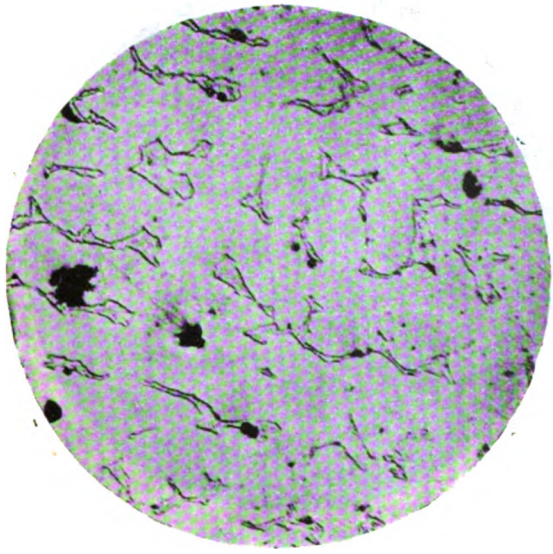


Fig. 9 und 10.

(Versuch 3, Fig. 9). Von dem Moment an war es klar, daß wir uns bei Versuch 1 einem kaltgehämmerten Metall gegenüber befanden, welches (Versuch 2) durch Ausglühen zur Kristallisierung gebracht werden konnte.

Zur Bestätigung dieser Hypothese nahmen wir ein Stück von Bronze D 7, bei welcher das Phänomen der Nichtabnützung mit darauffolgender Einsenkung besonders deutlich zutage getreten war, u. zw. in den Abmessungen $25 \times 25 \times 40$ mm. Das Stück wurde in zwei Teile gesägt. Die eine Hälfte wurde mittelst eines Hammers auf einem Ambos derart gestaucht, daß die Stärke von 20 auf 12 mm

Digitized by Google

gebracht wurde. Die andere Hälfte wurde intakt gelassen. Die mikroskopische Untersuchung des gehämmerten und des nicht gehämmerten Stückes bot nichts besonders Interessantes. Dieselben wurden sodann bei 600° C. während 30 Minuten in einem Salzbadofen geglüht, wobei die Stücke sorgfältig vor jeder Oxydation geschützt waren. Nach dieser Behandlung zeigte die nicht gehämmerte Probe dieselbe Struktur wie vorher (Fig. 10). Dagegen kamen bei dem gehämmerten Stück zahlreiche ungleich-

Fig. 11.

förmige Polyeder zum Vorschein, ähnlich jenen, welche an der Oberfläche von D 7 nach dem Ausglühen beobachtet werden konnten (Fig. 11).

Es sei noch hinzugefügt, daß die Nichtabnützung bei einer Probe oft mit dem Anwachsen der Härteziffer korrespondierte. So zeigte eine Probe von D 1 nach einer Periode der Nichtabnützung einen Rückprall von 35 auf dem Shoreschen Skleroskop, während für diese Bronze die normale Ziffer des Rückpralls 21 beträgt.

Unsere Hypothese war also vollständig zutreffend. Das Phänomen der Nichtabnützung entsprach einem Kalthämmern an

Digitized by Google

der Oberfläche des Probestabes. Die gehämmerte Haut verschwand, sobald die Härtungsgrenze erreicht war, mit welchem Moment die plötzliche Abnützung und eine starke Einsenkung der Probe einsetzte.

Tabelle 1.

Zeichen	Cu	Sn	P	Pb	Fe	Zn
D 1	91·12	5·73	0	0·12	0·15	2·68
D 2	88·31	8·78	0	Spuren	0·31	2·40
D 3	84·45	13·89	0	0·23	0·04	1·22
D 4	80·22	19·16	0	Spuren	0·13	0·43
D 5	94·80	5·08	0·011	0	0	0
D 6	89·54	10·02	0 012	0	0·05	0·21
D 7	85·45	14·42	0·015	0	0·05	Spuren
D 8	80·11	19·79	0·020	0	0·08	Spuren

Kugeldruckhärte.

Druck 1000 kg, Durchmesser der Kugel 10 mm. Die Eindrucksdurchmesser sind die durchschnittlichen Ergebnisse von 6 Versuchen.

Zeichen der Probe	Eindrucks-durchmesser	Größte Abweichung	Zeichen der Probe	Eindrucks-durchmesser	Größte Abweichung
D 1	43·25	± 1 75	D 5	41	± 1
D 2	39	± 1	D 6	39	+ 1
D 3	36·5	± 1·5	D 7	34·5	+ 0·5
D 4	29·20	± 0·75	D 8	29	± 0·5

Härte nach dem Shoreschen Skleroskop.

Gehärtetes Stahl-Fallgewicht 2·3 gr.

Zeichen der Probe	Rückprall	Zeichen der Probe	Rückprall
D 1	21·25	D 5	22·75
D 2	26	D 6	27·50
D 3	32	D 7	37·25
D 4	50	D 8	57·75

Die Angaben des Rückpralls sind der Durchschnitt von 4 Versuchen.

Zusammenfassend können wir sagen, daß unter den besonderen Bedingungen, an die wir uns gehalten haben,

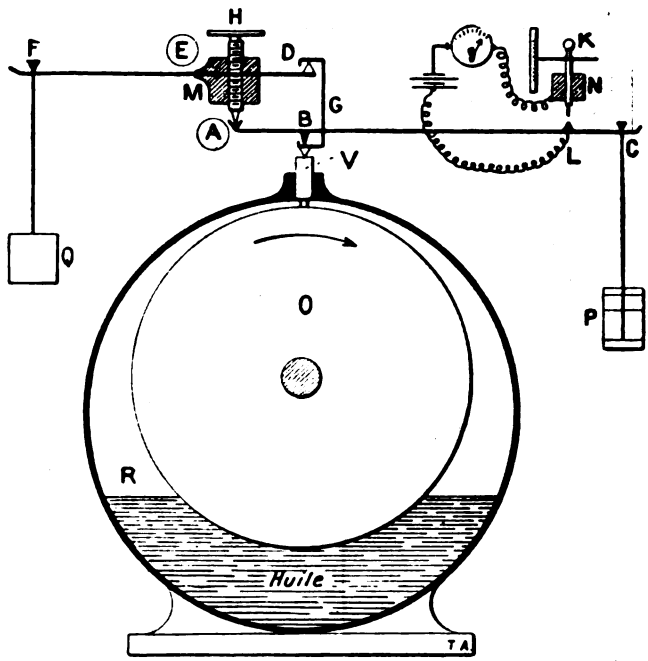
Digitized by Google

1. die Abnützung der gewöhnlichen Bronzen proportional ist dem Zinngehalt oder genauer gesagt dem Gehalt von δ;

2. der Zusatz von Phosphor bei einer Durchschnittsbronze gegenüber nicht phosphorhältigen Bronzen mit hohem Zinngehalt eine Verringerung der Abnützung, dagegen im Vergleich mit nicht phosphorhältigen Bronzen mit niedrigem Zinngehalt eine Vergrößerung der Abnützung herbeiführt.

3. Wenn eine Bronze sich an einem polierten Stahldrehzapfen reibt, kann sich — selbst bei reichlicher Ölung — an der Oberfläche der Bronze eine gehärtete Schichte bilden, die sich nur in sehr geringem Maße abnützt, mit deren Verschwinden an der Härtungsgrenze jedoch eine außerordentlich rasche Abnützung der untersuchten Bronze eintritt.

4. Der durch Ausglühen entstehenden Tendenz zur Kristallisierung, welche die Härtung begünstigt, begegnet man bei den Bronzen ebenso wie bei Stählen. Es scheint dieselbe ein Phänomen ganz allgemeiner Art zu sein.



Schema der Derihonschen Abnützungsmühle.

A, B, C, Schneiden des Hebels, welche die Gewichte P tragen.

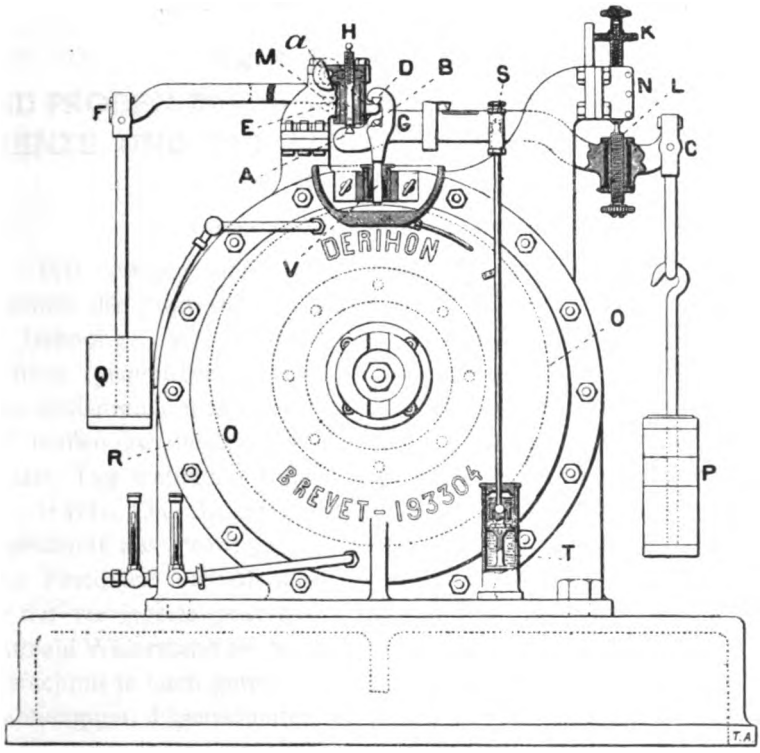
D, E, F, Schneiden des Ausgleichsschwunghebels. Dieser Hebel endigt in eine Gabel, deren Arme vor und hinter dem Lager der Stellschraube H liegen.

Digitized by Google

Diese Schraube endigt in einem Vierkant; sie wird auf- und abwärts gestellt, indem man mittelst eines gerändelten Knopfes *a* und einer Tangentialschraube die in dem Support M gelagerte Mutter dreht.

G, Bügel, auf welchem die Schneiden B und D aufliegen und welcher sich gleichzeitig über den Probestab legt.

K, Mikrometerschraube. — L, Anschlagschraube, isoliert durch eine Hartgummihülse und verbunden mit einem Pol einer an einem Galvanometer angeschlossenen Batterie. — N, Support der Schraube K. — O, Reibungsscheibe, — Q, Gegengewicht, — R, Ölbehälter.



Gleiche Buchstaben wie für Figur, Seite 12. S, beiderseits des Hebels A, B, C angeordnete Kugelgelenke durch Stangen mit den Dämpfern T verbunden.

Resümee.

Die Autoren untersuchen die Abnützung der Bronzen, welche sich an poliertem Stahl unter reichlicher Ölung reiben.

Sie sind zu folgenden Schlüssen gelangt:

Digitized by Google

1. Die Abnützung gewöhnlicher Bronzen ist proportional dem Gehalt an δ.

2. Der Zusatz von Phosphor bewirkt bei nicht phosphorhältigen Bronzen mit hohem Zinngehalt eine geringere, bei nicht phosphorhältigen Bronzen mit niedrigem Zinngehalt eine größere Abnützung.

3. Wenn die Bronzen einer gleichmäßigen Reibung unterworfen sind, muß der Eintritt von Härtungserscheinungen in Erwägung gezogen werden, die solange eine Verringerung der Abnützung bewirken, bis die Grenze der Härtung erreicht ist.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

III5

ÜBER HÄRTEPROBEN UND PROBEN ZUR BESTIMMUNG DER ELASTIZITÄTSGRENZE UND DER SPEZIFISCHEN SCHLAGARBEIT.

Von **M. Guillery**, Paris.

(Übersetzt von J. Fleischmann, Wien.)

Wir kennen alle Eigenschaften der Zerreißprobe. Dieselbe bestimmt die Zugfestigkeit des Metalles, die Elastizitätsgrenze und die Dehnung. Wir beabsichtigen, derselben nunmehr die neue Methode gegenüberzustellen, durch welche wir die Härte, die Elastizitätsgrenze und die spezifische Schlagarbeit festsetzen können, und wollen zu diesem Zwecke die durch diese beiden Methoden an den Tag tretenden Eigenschaften vergleichsweise untersuchen.

Härte. Die Bruchbelastung, bezogen auf den ursprünglichen Querschnitt des Probestabes, bestimmt eigentlich nicht die wirkliche Festigkeit des Metalles, weil im Augenblicke des Bruches nur der verringerte Querschnitt der durch die Maschine angezeigten Kraftzahl Widerstand leistet, und da dieser verringerte (Kontraktions-) Querschnitt je nach gewissen, von der eigenen Festigkeit des Metalles unabhängigen Eigenschaften veränderlich ist, so folgt daraus, daß die Zerreißprobe nicht absolut die wirkliche Festigkeit bestimmt.

Tatsächlich findet man Metalle, die dieselbe Zugfestigkeit ergeben, von welchen indessen eines das andere zu ritzen vermag.

(Wir bezeichnen absichtlich das Verhältnis der Bruchbelastung zum Stabquerschnitt nicht mit dem Worte „Zähigkeit“ [ténacité]; die richtige Definition für die Zähigkeit wäre „Bruchfestigkeit“ [résistance au bris], da sich nach unserer Meinung die Zähigkeit eher auf die spezifische Schlagarbeit als auf die Härte bezieht.)

Die Härteklassifikation der Metalle nach der Zugfestigkeitsziffer hat auch noch den weiteren Übelstand, daß sie sich auf

Digitized by Google

sehr harte Stähle nicht mit Genauigkeit anwenden läßt, weil diese ungeachtet aller Vorkehrungen, die dagegen getroffen werden können, in der Versuchsmaschine fast immer durch Biegung brechen.

Die Ziffer △ der Brinellschen Härte bestimmt mit ziemlicher Genauigkeit die wirkliche Härte des Metalles. Sie ist auch mit hinreichender Genauigkeit bei den sehr harten Stahlsorten anwendbar. Die Brinellsche Methode ist einfach, kann bei Fertigfabrikaten angewendet werden, ohne deren Form zu verändern, und ermöglicht auch die Prüfung der Homogenität.

Aus dem Gesagten läßt sich ableiten, daß die Brinellsche Härtezahl die Festigkeitsziffer der Zerreißprobe vorteilhaft ersetzen kann und soll.

In die Ausdrucksweise der Fachleute ist dieselbe noch nicht recht allgemein eingedrungen, weil die Gleichung R C△ bei Kohlenstoffstählen einen nahezu gleichbleibenden Wert von C - 0·34 ergibt und infolgedessen die Brinellsche Probe bei solchen Stahlsorten ohne großen Fehler die Beibehaltung der alten Klassifizierung durch die Zahl R (Festigkeit) gestattet. Es kann aber nur eine Frage der Zeit sein, daß auch hier der Ersatz durchdringt.

Elastizitätsgrenze. Die Zerreißprobe bestimmt die scheinbare Grenze der Elastizität. Auch diese Funktion erscheint durch die neue Methode mit aller wünschenswerten Genauigkeit gegeben, wie dies aus der Beschreibung des von uns zu diesem Zwecke konstruierten Apparates zu ersehen sein wird.

Spezifische Schlagarbeit (Kerbzähigkeit). Diese den Gegensatz der Brüchigkeit bildende Funktion wird durch eine Arbeit dargestellt, deren beide Faktoren wir sofort erkennen werden. Die Brüchigkeit wird durch die Zerreißprobe nicht bestimmt. Ein erfahrener Fachmann kann jedoch bei Untersuchung des Zerreißprobestabes die Brüchigkeit schätzungsweise, aber ohne Ziffernangabe, beurteilen.

Der alte Schlagversuch mit glatten Stäben andererseits bestimmt die Brüchigkeit nur in sehr unvollkommener Weise.

Erst durch den Versuch mit gekerbten Stäben, der die Deformationsstelle, und zwar unter Anwendung einer entsprechenden Schlaggeschwindigkeit lokalisiert, ist es möglich, die Brüchigkeit zu bestimmen. Dieser Versuch, der jenen Schlagerscheinungen nahekommt, welchen die Stücke praktisch unterworfen sind, bestimmt ziffermäßig die spezifische Schlagarbeit, eine Eigenschaft,

Digitized by Google

deren Bedeutung man heute nicht mehr verkennen kann und die zu fordern ein einfaches Gebot der Vorsicht in allen jenen Fällen ist, wo die Stücke dynamischen Beanspruchungen ausgesetzt werden.

Die neue Methode bestimmt also ziffermäßig eine Funktion von ganz besonderer Bedeutung, die spezifische Schlagarbeit, bezüglich welcher die alten Zug- und Schlagproben nur unbestimmte Angaben lieferten, die sich auf die Beurteilung des Kornzustandes und des Stabaussehens veränderten.

Dehnung. Die Zerreißprobe bestimmt zahlenmäßig die Dehnung des Metalles. Es ist dies sicher eine interessante Größe, die unerläßlich wäre, wenn die betreffende Funktion sich lediglich auf gute Metalle beschränken würde. Aber wenn man auch unzweifelhaft sagen kann, daß ein Metall, das sich bei der Verwendung gut verhält, bei der Zerreißprobe stets eine entsprechende Dehnung gezeigt hat, so ist es andererseits unmöglich, zu behaupten, daß umgekehrt ein Metall, welches bei dieser Probe eine entsprechende Dehnung liefert, sich in einem für die praktische Verwendung guten Zustande befinden muß. Ein Beispiel soll dies näher erklären. Nehmen wir einen Stab aus gutem weichm Kohlenstoff-Flußeisen und schmieden wir denselben in zwei Teile. Die eine Hälfte unterwerfen wir einer geeigneten, zweimaligen Härtung; die andere Hälfte dagegen setzen wir während 5 bis 6 Stunden einer hohen Temperatur aus und lassen sie dann langsam erkalten. Sodann machen wir eine Zerreißprobe. Wir werden bis auf 1 bis 2 kg pro Quadratmillimeter die gleiche Festigkeit und bis auf 1 bis 2% dieselbe Dehnung finden, wogegen unter der Wirkung des Schlages der erste Teil sich ganz zusammenbiegen läßt, während der andere wie Glas bricht.

Nichtsdestoweniger ist die Dehnungsfunktion eine wertvolle und die neue Methode wäre hinfällig, wenn sie nicht auch in vollem Umfange jener Eigenschaft des Metalles Rechnung trüge, welche darin besteht, innerhalb bestimmbarer Grenzen plastische Formveränderungen auszuhalten.

Es ist aber ein Leichtes, zu beweisen, daß die Dehnung einen der beiden Faktoren der spezifischen Schlagarbeit bildet.

Tatsächlich zeigt nämlich die Schlagbiegeprobe mit gekerbten Stäben, wenn man den Vorgang während des Schlages analysiert, daß die durch die Maschine angezeigte Arbeit, wie im weiteren zu ersehen sein wird, der Integration einer Kurve entspricht, deren

Digitized by Google

Ordinaten die aufgewendeten und deren Abszissen die durchlaufenen wege darstellen, daß diese Kräfte nur eine andere Form der Widerstände sind, welche der Stab dem Druck und dem Zug entgegensetzt, und daß endlich die durchlaufenen Wege nichts anderes bedeuten als die Umformung der aus der Formveränderung sich ergebenden positiven und negativen Dehnungen.

Es ist also ganz klar, daß die Dehnung durch die spezifische Schlagarbeit dargestellt wird, da sie einer der beiden Faktoren des die letztere bildenden Produktes ist.

Ebenso ist es richtig, daß ein Metall, das genügend spezifische Schlagarbeit gezeigt hat, bei der Zugprobe immer auch eine hinreichende Dehnung an den Tag gelegt hat. Die Umkehrung jedoch ist, wie schon vorher dargelegt wurde, nicht zutreffend, und ein Metall, das bei der Zugprobe gute Dehnung ergibt, wird nicht immer genügende Schlagarbeit liefern.

Man darf daraus nicht ableiten, daß, sobald die spezifische Schlagarbeit bekannt ist, man ohne Skrupel über die Dehnung hinwegsehen kann.

Wenn wir das Vorgesagte zusammenfassen, können wir sagen, daß die Zugprobe und der alte Schlagversuch in vorteilhafter Weise durch die neue Methode ersetzt werden können, die

1. mit größerer Genauigkeit die wirkliche Härte des Metalles bestimmt,

2. mit einer zumindest gleichen Präzision die Elastizitätsgrenze feststellt,

3. genau die spezifische Schlagarbeit bestimmt, jene wertvolle Eigenschaft, von welcher die alte Methode nur eine ungenaue Vorstellung bot und die in ihrer Zahl die Dehnungsfunktion enthält.

Beschreibung und Anwendungsweise der neuen Apparate zur Bestimmung der Härte, Elastizitätsgrenze und spezifischen Schlagarbeit.

Härte. Bei den von uns zwecks Anwendung der Brinellschen Methode konstruierten Apparaten haben wir zur Erzielung der Belastung der Kugelstütze einen aus einer bestimmten Anzahl von Bellevillefedern hergestellten elastischen Polster gebildet und ihn auf die gewünschte Belastung bei Eintritt eines bestimmten Setzungspfeiles tariert. Wir haben auf solche Weise zwei Apparattypen aufgestellt: einen der normalen Brinellschen Probe entsprechenden

Digitized by Google

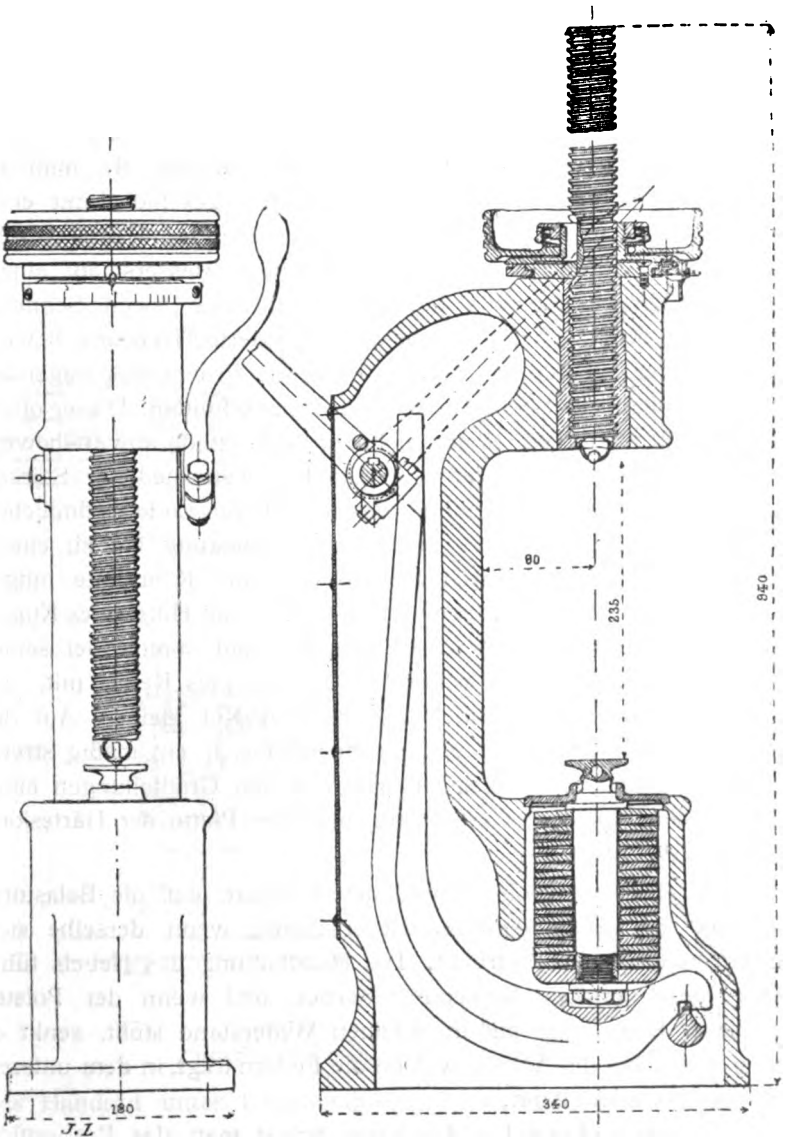


Fig. 1.

Vorrichtung für Härteprüfung.

Kugeldurchmesser 10 mm. — Belastung 3000 kg.

Digitized by Google

mit einer 10 mm Kugel und 3000 kg Belastung, und einen zweiten mit einer Kugel von 5 mm und einer Belastung von 750 kg nach der Formel $P = 30\,D^2$ (Fig. 1).

Apparat mit 10 mm-Kugel. Dieser Apparat besteht aus einem kräftigen Gestell in der Form eines Schwanenhalses. An dem unteren Teile befindet sich der elastische Polster, welcher derart eingerichtet ist, daß seine Regulierung erfolgt, ehe man ihn in den Apparat einsetzt. Diese Regulierung geschieht mit einer Hebelmaschine und kann leicht kontrolliert werden. Der elastische Polster ruht vermittels eines zweischneidigen Messers auf einem Hebel, welcher seinerseits beweglich auf einer festen Schneide aufsitzt und durch einen am Arbeitshebel fixierten Hebearm bewegt wird. In dem oberen, an seinem Ende die Probekugel tragenden Teile ist außen ein Schraubengewinde eingeschnitten. Dieser obere schraubenförmige Teil kann beliebig auf- und abwärtsbewegt werden, um das Einführen von Stücken verschiedener Stärken zu ermöglichen. Er wird mittels des am oberen Ende befindlichen Handrades bewegt, welches bei Abwärtsbewegung bis zu einem bestimmten Maximum durch Friktion von der Rohrplatte mitgenommen wird, bei Aufwärtsbewegung jedoch mit Hilfe eines Kugelkeiles zwangläufig geführt wird. Das Handrad nimmt bei seiner drehenden Bewegung die Schraube mittels eines Keiles mit, der in einer längs der Schraube angebrachten Nut gleitet. Auf der den Keil tragenden Platte endlich befindet sich ein mäßig streng gleitender Läufer, dessen Spitze sich vor den Gradteilungen einer zylindrischen, an dem Gestell angebrachten Platte der Härteskala auf- und abbewegt.

Der elastische Polster wird derart tariert, daß die Belastung von 3000 kg genau dann erzielt erscheint, wenn derselbe sich um $1^1/_2$ mm zusammendrückt. Die Handhabung des Hebels führt genau diese vertikale Bewegung herbei, und wenn der Polster bei dieser Bewegung auf irgendeinen Widerstand stößt, senkt er sich solange, bis die Achse, welche die Federn trägt, in dem unteren Teil verschwinden kann.

Bei Verwendung des Apparates bringt man das Probestück auf die Stützplatte und führt sodann durch Drehung des Handrades die Kugel an jene Stelle, wo man den Eindruck hervorbringen will. Sobald die Kugel die betreffende Stelle berührt, stößt die Schraube auf Widerstand und das Handrad dreht sich

Digitized by Google

unter Überwindung der Reibung, ohne die Schraube mitzunehmen, ähnlich wie bei einem Dickenmesser (palmer). Sodann stellt man den Läufer auf den Nullpunkt der Ableseskala. Man betätigt hierauf den Hebel, wonach die Kugel eindringt. Der Hebel wird dann zurückgestellt, wobei das Handrad weiter gedreht wird: das Schraubenstück dreht sich hiebei nur um soviel abwärts, als der Pfeil des erhaltenen Eindruckes beträgt; sobald dies erreicht ist, dreht sich

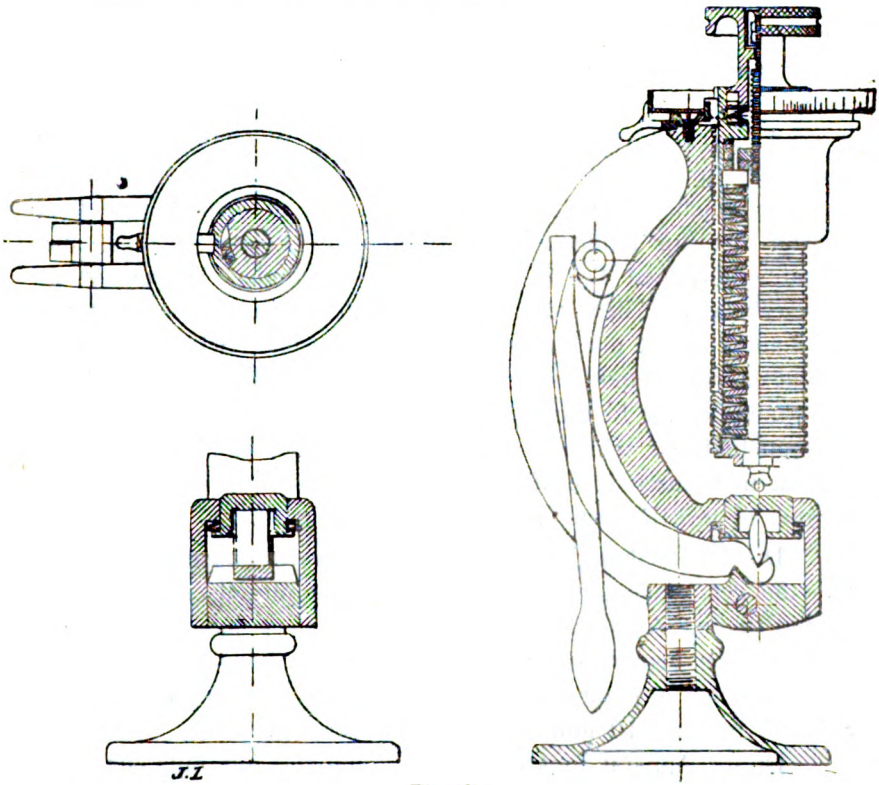


Fig. 2.

Vorrichtung zur Härteprüfung.
Kugel von 5 mm. — Belastung 750 kg.

das Handrad unter Überwindung der Reibung leer weiter. Der Vorgang wird solange wiederholt, bis sich das Schraubenstück nicht mehr dreht. In diesem Moment hat der Läufer, der sich um denselben Winkel wie die Schraube drehen mußte, eine fixe Stellung an der Ableseskala eingenommen und seine Spitze weist auf die betreffende Härtezahl.

Digitized by Google

Tatsächlich hat sich während dieses Vorganges die Schraube um eine solche Größe gedreht, welche dem Eindringen der Kugel proportional ist; sie versieht den Dienst einer Mikrometerschraube, und wenn die Ränder des Eindruckes sich nicht erhöhen würden, ließe sich die Messung direkt in theoretisch richtiger Weise verwirklichen. Die Tatsache aber, daß die Ränder des Eindruckes sich erhöhen, macht eine Korrektur erforderlich.

Wir haben nach einer hinreichenden Anzahl von Versuchen eine Gradeinteilung aufgestellt, die in Kilogramm pro Quadratmillimeter den Eindrucksdurchmessern auf der Brinellschen Tabelle entspricht.

Apparat mit 5 mm-Kugel. (Fig. 2). Wir haben auch einen tragbaren Apparat mit 5 mm-Kugel und 750 kg konstruiert, der auf dem gleichen Prinzipe beruht. Es ist nur zu bemerken, daß bei diesem der aus Bellevillefedern bestehende Polster sich in dem schraubenförmigen Teil (Schraube) selbst befindet. Weiters ist die Ableseskala auf dem den Keil tragenden Handrad befestigt und der Läufer gleitet mit Reibung auf dem Gestell. Schließlich übernimmt das von Hand aus bewegte gefederte Stück des oberen Teiles die Funktion der Reibungsplatte. Die Stütze des unteren Teiles ist beweglich. Diese wird durch den messerartigen Hebel in Tätigkeit gesetzt und durch eine Rückziehfeder beeinflußt, durch welche sie normal in ihre Ruhestellung zurückgeführt wird.

Die Handhabung dieses kleinen Apparates ist ganz die gleiche wie die des großen, nur daß derselbe nicht nur als fixer Apparat dienen kann, sondern man ihn auch, da er aus zwei Teilen besteht, von dem Gestell abschrauben kann, so daß man ihn als transportablen Apparat verwenden und derart mit ihm Versuche an Stücken bis zu 110 mm vorzunehmen vermag.

Dieser Apparat funktioniert vollkommen, nur muß man sich davon überzeugen, daß die Berührungsflächen rein und richtig eingestellt sind. Denn jede Vertiefung der dem Eindruck ausgesetzten Fläche, jeder geringste Eisenfeilspan, der sich an der Berührungsstelle befindet, führt einen Fehler in der abgelesenen Härtezahl herbei.

Im übrigen gewähren diese neuen Apparate eine genaue Kontrolle durch die Abmessung des Eindruckdurchmessers und die korrespondierende Ablesung auf der auf Grund des Apparates aufgestellten Tabelle. Die Abmessung der Eindrücke geschieht ent-

Digitized by Google

weder nach der Regel von Henri Le Chatelier oder mit einem zu diesem Zwecke geeigneten Mikroskop.

Die Tabelle, welche wir vor zehn Jahren mit unserem damaligen Mitarbeiter Charles Le Chatelier anfertigten, war nach logarithmischen Koordinaten aufgestellt. Dies geschah aus dem Grunde, weil die logarithmischen Ordinaten, da die Härtezahlen zu dem Eindrucksdurchmesser im umgekehrten Verhältnis stehen, dieses Gesetz der Umkehrung in Form einer geraden Linie repräsentieren. Die Konstruktion der Tabelle ist eine sehr einfache; es genügt, die Abszissen und Ordinaten mit den nach einer Rechnungsregel ermittelten Gradeinteilungen zu ziehen. Wir haben diese Tabelle erst kürzlich durch gleichzeitige Einstellung der Brinellschen Härtezahl und der entsprechenden Ziffer der Zerreißprobe bei Kohlenstoffstählen ergänzt. Des weiteren wurde dieselbe in zweifacher Weise ausgefertigt, um sowohl für den Apparat mit 10 mm-Kugel wie auch für jenen mit 5 mm-Kugel dienen zu können.

Die von uns hier beschriebenen Kugelapparate stammen direkt von den unsererseits vor etwa zehn Jahren konstruierten Apparaten her, welch letztere damals der «Société d'Encouragement à l'Industrie Nationale» vorgelegt wurden. Es sollen nun in großen Zügen die wichtigsten Verbesserungen gezeigt werden, die durchgeführt wurden und deren Anbringung dank der vollkommenen Ausrüstung und der vorzüglichen Arbeitskräfte möglich war, die uns die «Société des Etablissements Malicet et Blin» zur Verfügung stellte.

Die neuen Apparate ermöglichen direkte Ablesung, wodurch die äußerst heikle Abmessung des Eindruckes vermieden wird, deren Vornahme bei den alten Apparaten notwendig ist. Bei diesen war die Kugel unterhalb des Versuchsstückes angebracht, wodurch eine richtige Einstellung des Stückes erschwert war. Das Arbeitsfeld für den Durchgang der Stücke war durch den den oberen Teil tragenden Bügel begrenzt. Die Handhabung war eine recht schwere und die Regulierung des elastischen Polsters mußte im Apparate vorgenommen werden, was eine heikle und schwer zu kontrollierende Arbeit bildete.

Wir wollen besonders auf die große Einfachheit in der Handhabung unserer neuen Apparate zur Messung der wirklichen Metallhärte hinweisen. Sie ermöglichen eine Feststellung der

Digitized by Google

Homogenität von Stücken, ohne dieselben zu zerstören, die ganz besonders leicht mit dem 5 mm-Kugelapparat dank seiner mikrometrischen Gradeinteilung durchführbar ist.

Diese Apparate können je nach den sich ergebenden speziellen Fällen verschiedene Formen erhalten. Beispielsweise können dieselben für Kanonen oder für Geschosse aus zwei Teilen, die durch Bolzen verbunden werden und in variabler Entfernung voneinander stehen, hergestellt werden.

Apparat für die scheinbare Elastizitätsgrenze. Bei unseren ersten Kugelapparaten bestand auch eine kleine Einrichtung, welche die Zusammendrückung des Pyramidenstumpfes mit polierten Flächen nach Frémont gemäß jenem Vorgang ermöglichte, den er zur Bestimmung der Elastizitätsgrenze bei einem der Zusammendrückung unterworfenen Metall vorschlug. Wir erinnern, daß er zu diesem Zwecke einen Pyramidenstumpf verwendete, dessen Grundflächen s und S derart bemessen sind, daß $\frac{P}{S} < L < \frac{P}{s}$, wobei P die Belastung und L die Elastizitätsgrenze bedeutet. Nachdem er die Probe der Belastung P unterworfen hatte, untersuchte und bestimmte er mit dem Mikroskop die Lage des Querschnittes S^1, der ohne Zerstörung Widerstand zu leisten vermochte. Der Wert $\frac{P}{S^1}$ ergab die Elastizitätsgrenze.

Wir haben die Frage seither wieder aufgegriffen und hiebei den prismatischen Probestab durch einen leichter erhältlichen Kegelstumpf ersetzt. Diesen Kegelstumpf zerdrückten wir in einem kleinen, an unserem großen Kugelapparate angebrachten Gestelle und versuchten, die Deformation der Probe deutlich zu machen. Wir meinten zuerst, daß es angezeigt wäre, dem Stücke Substanzen beizugeben, die sich an den deformierten Stellen abschuppen oder ihre Farbe verändern. Von allen derartigen Produkten, die wir untersucht haben, hat nur das Paraffin ein einigermaßen zufriedenstellendes Resultat ergeben. Da uns nun die Genauigkeit dieser Versuche unzureichend erschien, haben wir die Proben in anderer Richtung wiederholt.

Wenn wir eine der Kegelproben nehmen und dieselbe dem Zug oder einer Zusammendrückung unter einer Belastung P aussetzen, hiebei der Ungleichheit $\frac{P}{S} < L < \frac{P}{s}$ Rechnung tragen; wenn

Digitized by Google

wir ferner nach diesem Versuch durch zwei zur Achse parallele Flächen zwei Schnitte machen: so zeigt uns eine Kugeldruckprobe, daß die Härte unterhalb einer gewissen Querschnittsgrenze nicht differiert, daß sie aber über derselben progressiv nach Maßgabe der Annäherung zur Spitze zunimmt. Wir besitzen Musterstücke, bei welchen die Härte von 45 bis 75 kg geht. Es ist dies eine Erscheinung, die wir zu verwerten die Absicht hatten.

Unser Verfahren besteht darin, daß man über eine oder mehrere Erzeugende des zerdrückten Kegels, die mit der Feile zugerichtet waren, eine fest eingekapselte und durch eine gleichbleibende Kraft angetriebene Kugel gleiten läßt. Wenn wir durch einen Vergrößerer die Rillentiefe registrieren, werden wir denjenigen Punkt finden, bei welchem die Härtezunahme beginnt. Dieser Punkt bestimmt die Abgrenzung der Zone der elastischen Deformationen von jener der plastischen Deformationen.

Wenn der Stab in der Achsrichtung unter der Belastung P zerrissen oder zusammengedrückt wurde, so hat ein in der Entfernung x von der Spitze gelegener Querschnitt unter einer Belastung pro Flächeninhalt $\frac{P}{S^1} = r$ gearbeitet und die Beziehung zwischen r und x läßt sich durch eine Hyperbel von der Formel $x^2 - r = K$ darstellen, das ist die Kurve AB.

Wenn wir annehmen, daß auch die Härte dem Gesetze von r folgt, so ist das Eindringen der Kugel an x gebunden durch die Gleichung nach der Formel $\frac{x^2}{y} = K^1$. Das ist die parabolische Kurve OC.

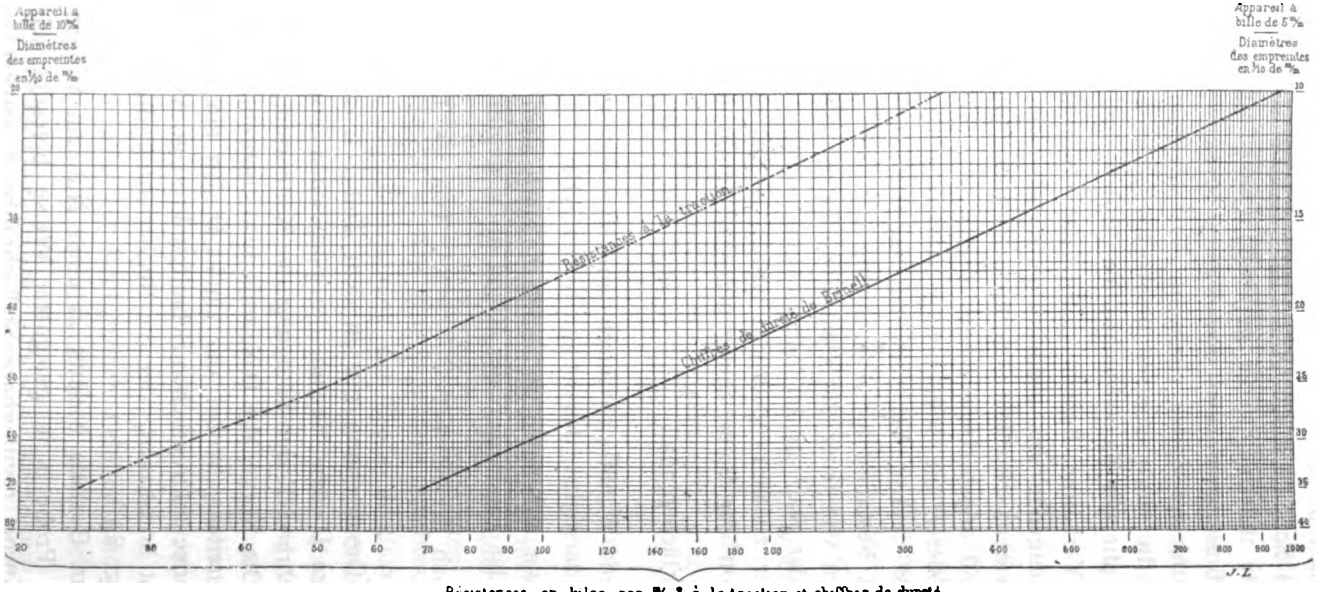
Dieses Gesetz kann nur in dem Teil DE zutreffend sein, dessen Grenze D den Beginn der plastischen Formveränderung bedeutet, während E der Sättigung der Kalthärtung (Kaltreckung) entspricht. Die Kurve MEDN zeigt also theoretisch die Grundfläche des Streifens, wobei der Punkt D den zur Erzielung der Elastizitätsgrenze erforderlichen Schnittpunkt zeigt. Wir haben nun einen Apparat konstruiert, der die Registrierung dieser Kurve ermöglicht. (Fig. 3.)

In einem Gestelle b läuft in einer Nut ein Wagen c, auf welchem die Probe a in geeigneter Weise befestigt wird. Die durch eine Kurbel regulierbare Stellschraube d bewegt an ihrem

Digitized by Google

Apparat mit 10 mm-Kugel. Eindruckdurchmesser in $^1/_{10}$ mm.

Apparat mit 5 mm-Kugel. Eindruckdurchmesser in $^1/_{10}$ mm.



Résistances en kilos par $^m/_m{}^2$ à la traction et chiffres de dureté

Zugfestigkeit in kg pr mm² und Härtezahl.

Zugfestigkeit

Brinellsche Härtezahl

Fig. 3.

Härteziffern und die zugehörigen Zugfestigkeiten.

Digitized by Google

Ende mittels eines Getriebes ein mit der Trommel e fix verbundenes Zahnrad; auf der Trommel wird ein Blatt Papier befestigt. Die Trommel bewegt sich sonach proportional dem Vorrücken

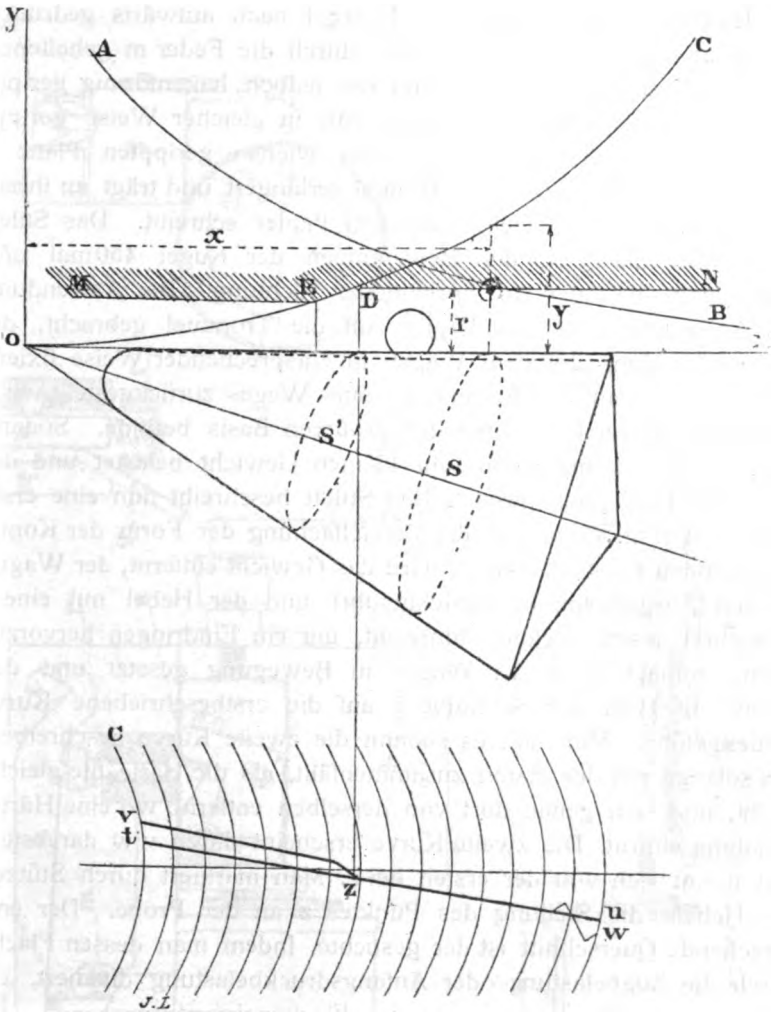


Fig. 4.
Bestimmung der Elastizitätsgrenze.

der Probe, wobei sie diese Bewegung verzwölffacht. Die Kugel wird in dem Teil f, der in dem am Gestelle befestigten Teil g sich auf- und abbewegen kann, angetrieben. Die Bewegung der Kulisse erfolgt zwecks Reibungsverhinderung im Kugellager.

Digitized by Google

Ein Hebel h ruht einerseits auf der Scheide i und andererseits auf dem Punkt f. Er trägt eine Schraube j, die auf eine Kulisse k aufschlägt, und außerdem an seinem Ende das Gewicht p. Die Kulisse k wird durch eine Feder l nach aufwärts gedrückt, sie ist an jener Seite, die auf einer durch die Feder m gehaltenen Kugel aufliegt, glatt, an der anderen jedoch hakenförmig gerippt und rollt auf zwei Rollen n und o, die in gleicher Weise gerippt sind und ihrerseits wieder auf einer ebenso gerippten Platte q aufruhen. Die Rolle o ist im Winkel verlängert und trägt an ihrem Ende das Stilett r, welches auf dem Papier schreibt. Das Stilett vervielfacht die vertikalen Bewegungen der Kugel 450mal und verzeichnet dieselben in horizontaler Richtung. Bei Anwendung des Apparates wird das Papier auf die Trommel gebracht, die Trommel sodann auf dem Wagen in entsprechender Weise fixiert, der seinerseits auf den Endpunkt seines Weges zurückgestellt wird, damit die Kugel f sich bei der größeren Basis befinde. Sodann wird der Hebel mit einem sehr kleinen Gewicht belastet und der Wagen in Bewegung gesetzt. Das Stilett beschreibt nun eine erste Kurve t u (Fig. 4), welche die Vervielfachung der Form der Konus erzeugenden darstellt. Darauf wird das Gewicht entfernt, der Wagen an den Ausgangspunkt zurückgeführt und der Hebel mit einem Gewicht belastet, welches hinreicht, um ein Eindringen hervorzurufen. Sonach wird der Wagen in Bewegung gesetzt und das Stilett mit Hilfe der Schraube j auf die erstbeschriebene Kurve zurückgeführt. Man läßt es sodann die zweite Kurve beschreiben, die solange mit der ersten zusammenfällt, als die Härte die gleiche bleibt, und sich genau dort von derselben entfernt, wo eine Härtezunahme eintritt. Die zweite Kurve erscheint durch v w dargestellt und trennt sich von der ersten bei z. Man markiert durch Stützen des Hebels die Stellung des Punktes z an der Probe. Der entsprechende Querschnitt ist der gesuchte. Indem man dessen Fläche durch die Zugbelastung oder Anfangsdruckbelastung dividiert, erhält man die Elastizitätsgrenze pro Flächeneinheit.

Es sei bemerkt, daß die Bestimmung des Grenzquerschnittes mit großer Genauigkeit geschieht, denn die Fehler beim Zeichnen der Kurve teilen sich in das Verhältnis der Übersetzung, d. i. durch 12.

Apparat der spezifischen Schlagarbeit. Unser Apparat gründet sich auf die Veränderung der in einem Schwungrade

Digitized by Google

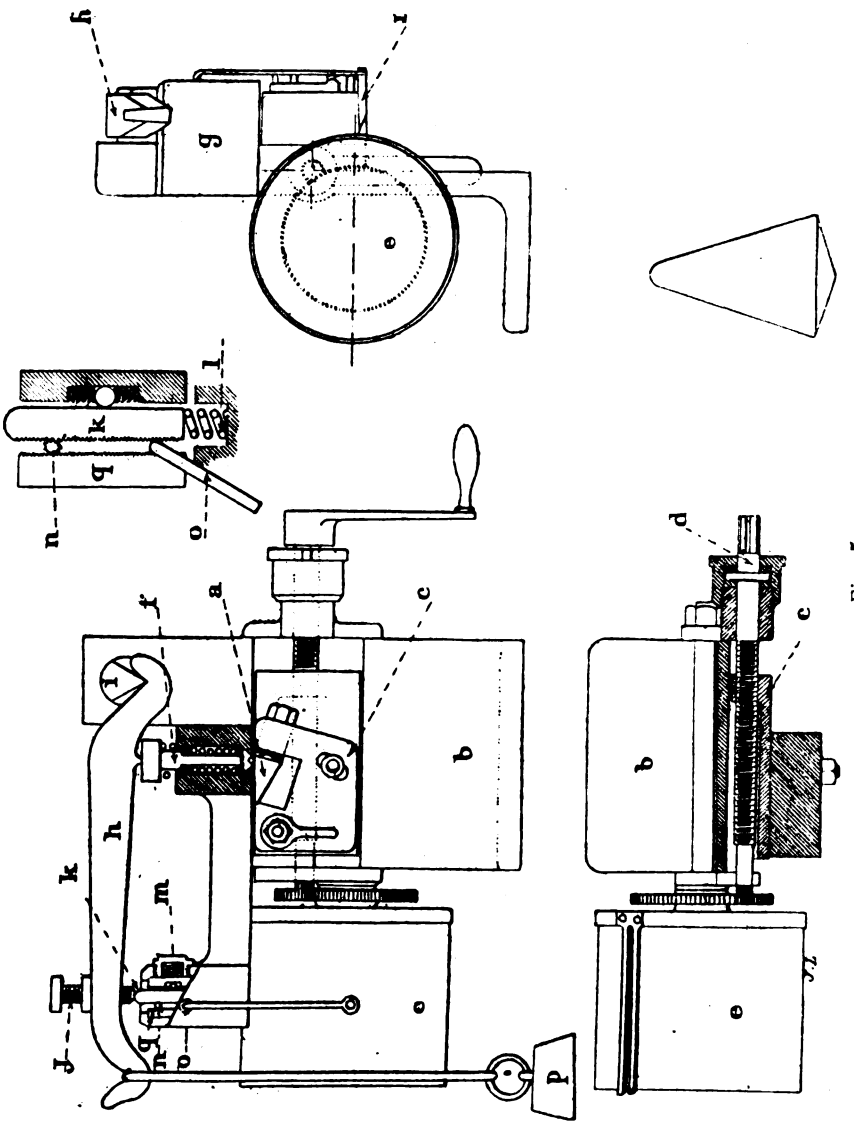


Fig. 5.
Guillery's Vorrichtung zur Bestimmung der Elastizitätsgrenze.

Digitized by Google

aufgespeicherten Arbeit. Dieses Rad ist in solcher Weise konstruiert, daß

1. die Stoßgeschwindigkeit V an jenem Punkte, wo der Stoß erfolgt, jener gleichkommt, die im allgemeinen für Schlagproben Anwendung findet. Es ist dies die Geschwindigkeit eines Körpers, der im freien Falle aus 4 m Höhe nach abwärts fällt, also

$$\sqrt{2\,g \times 4} = 8{\cdot}840 \text{ m};$$

2. das polare Trägheitsmoment ein derartiges ist, daß das Rad, sobald es auf eine Winkelgeschwindigkeit gebracht ist, die derjenigen von 8·840 m entspricht, in seiner Masse eine Arbeit T aufgespeichert hat, welche größer ist als jene Arbeit, die erforderlich erscheint, um den Bruch eines Probestabes herbeizuführen, der aus einem Metalle von größter spezifischer Schlagarbeit besteht.

In unseren Apparaten haben wir T bei den kleinen Proben der Type Frémont oder Mesnager mit 60 kgm, bei den Proben der Type Charpy mit 275 kgm bemessen.

Zur Messung der in der Masse aufgespeicherten Arbeit bedienten wir uns eines Zentrifugal-Tachymeters, der aus einer kleinen Wasserturbine besteht, wodurch wir uns eine regelmäßige Teilskala beschaffen konnten. Tatsächlich ist die Arbeit proportional dem Quadrat der Geschwindigkeit, desgleichen die Zentrifugalkraft; es ist also auch die Zentrifugalkraft der Arbeit direkt proportional. Die Meßskala der während des Schlages verbrauchten Kilogrammmeter entspricht am Nullpunkte der Geschwindigkeit V, d. h. der Fallhöhe von 4 m. Der Apparat kann demnach mit einem von 4 m Höhe fallenden Hammerbären verglichen werden.

Man kann im übrigen auch Versuche mit einer anderen Geschwindigkeit vornehmen, die wieder einer anderen Fallhöhe entspricht.

Der Hammer ist in dem Schwungrade durch eine Vorrichtung befestigt, die ihm zwei Stellungen ermöglicht:

1. eine Einrückungsstellung, in welcher die Hammerschneide vollständig verschwindet;

2. eine Ausrückungsstellung, welche die für den Bruch des Stabes erforderliche Stellung darstellt.

Das Hammerstück nimmt diese beiden Stellungen durch die Drehbewegung des Schwungrades an, je nachdem man auf den an

Digitized by Google

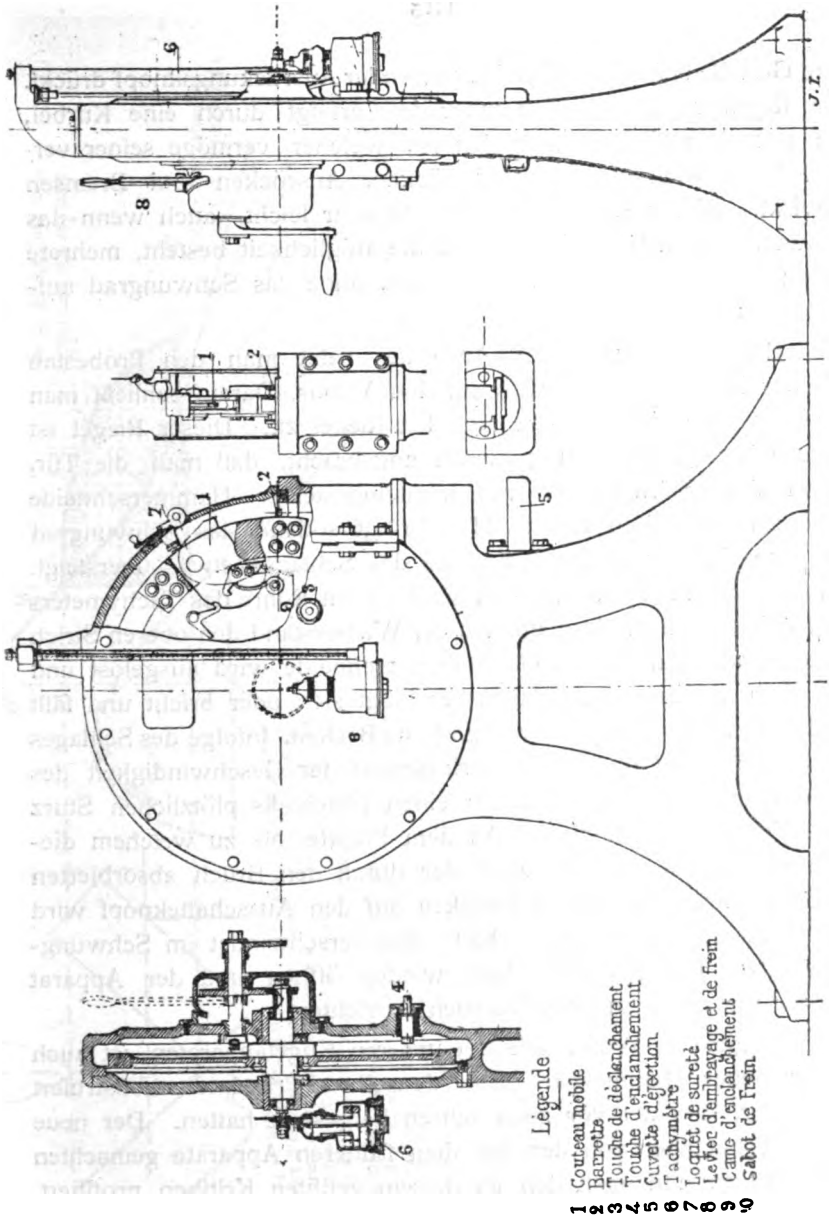


Fig. 6.
Hammer von 60 kgm, System R. Guillery.

Explanation = Erklärung.

1 Couteau mobile = Bewegliches Messer.
2 Barrette = Probestab.
3 Touche de déclanchement = Ausschalttaster.
4 Touche d'enclanchement = Einschalttaster.
5 Cuvette d'éjection = Auswerfbecken.
6 Tachymètre = Tachymeter.
7 Loquet de sureté = Sicherheitsriegel.
8 Levier d'embrayage et de frein = Einrück- und Bremshebel.
9 Came d'enclanchement = Einfallklinke.
10 Sabot de Frein = Bremsschuh.

Digitized by Google

dem Gestelle befestigten Einrückungs- oder Ausrückungsknopf drückt. Die Regulierung des Schwungrades erfolgt durch eine Kurbel, die mit dem Hebel verbunden ist, welcher vermöge seiner verschiedenen Stellungen das Einrücken, Ausrücken und Bremsen bewirkt. Dieses Einrücken geschieht sehr leicht, auch wenn das Schwungrad im Gange ist, so daß die Möglichkeit besteht, mehrere Versuche nacheinander durchzuführen, ohne das Schwungrad aufhalten zu müssen.

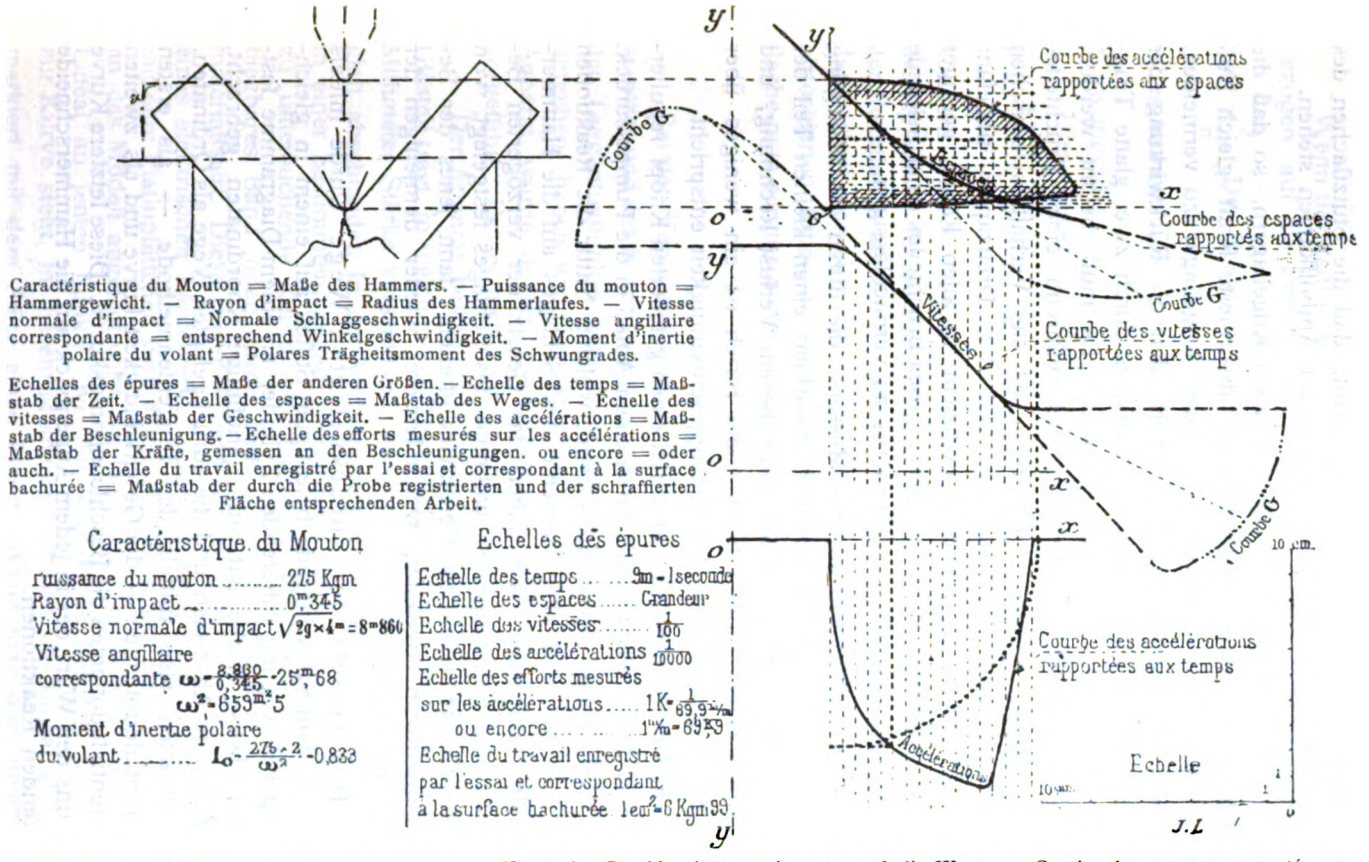
Beim Gebrauche des Apparates setzt man den Probestab mit der Kerbe nach abwärts auf den Ambos. Darauf schließt man die bewegliche Tür und schlägt den Riegel zu. Dieser Riegel ist gleichzeitig als Sicherung derart angebracht, daß man die Tür, wenn das Schwungrad mit nichteingestellter Hammerschneide rotiert, nicht öffnen kann. Man bringt sodann das Schwungrad auf eine Geschwindigkeit, die jene des Schlages etwas übersteigt. Dabei beobachtet man den Wasserstand im Rohre des Tachymeters und drückt in dem Momente, wo der Wasserstand den oberen Strich erreicht, auf den Knopf. Die Hammerschneide wird ausgelöst und der Stab hierdurch geschlagen; er biegt sich oder bricht und fällt in das zu diesem Zwecke bereitgestellte Becken. Infolge des Schlages ergibt sich eine plötzliche Verringerung der Geschwindigkeit des Schwungrades, die sich durch einen gleichfalls plötzlichen Sturz der Wassersäule kundgibt. An dem Punkte, bis zu welchem dieselbe fällt, liest man die Zahl der durch den Bruch absorbierten Kilogrammeter ab. Durch Drücken auf den Ausschalteknopf wird die Schneide wieder ausgeschaltet und verschwindet im Schwungrade. Die Tür läßt sich dann wieder öffnen und der Apparat wieder für einen anderen Versuch herrichten.

In gleicher Weise wie bei unseren Kugelapparaten ist auch unser neuer Hammerbär nach denselben Prinzipien konstruiert wie jener, den wir vor zehn Jahren hergestellt hatten. Der neue Apparat hat aber von den bei dem früheren Apparate gemachten Erfahrungen und nach den an diesem geübten Kritiken profitiert. Im folgenden seien die von uns angebrachten Vervollkommnungen kurz wiedergegeben:

1. Der auf einem festen Amboß ruhende Probestab kann sich während des Schlages nicht mehr verschieben;

2. um zu vermeiden, daß die Spitzen des Ambosses in den Probestab, der auf denselben aufliegt, eindringen, sind dieselben

Digitized by Google



Caractéristique du Mouton = Maße des Hammers. — Puissance du mouton = Hammergewicht. — Rayon d'impact = Radius des Hammerlaufes. — Vitesse normale d'impact = Normale Schlaggeschwindigkeit. — Vitesse angillaire correspondante = entsprechend Winkelgeschwindigkeit. — Moment d'inertie polaire du volant = Polares Trägheitsmoment des Schwungrades.

Echelles des épures = Maße der anderen Größen. — Echelle des temps = Maßstab der Zeit. — Echelle des espaces = Maßstab des Weges. — Echelle des vitesses = Maßstab der Geschwindigkeit. — Echelle des accélérations = Maßstab der Beschleunigung. — Echelle des efforts mesurés sur les accélérations = Maßstab der Kräfte, gemessen an den Beschleunigungen. ou encore = oder auch. — Echelle du travail enregistré par l'essai et correspondant à la surface hachurée = Maßstab der durch die Probe registrierten und der schraffierten Fläche entsprechenden Arbeit.

Caractéristique du Mouton

puissance du mouton ..... 275 Kgm.
Rayon d'impact 0m,345
Vitesse normale d'impact $\sqrt{2g \times 4} = 8 = 860$
Vitesse angillaire correspondante $\omega = \frac{8,880}{0,345} = 25^m,68$
$\omega^2 = 659^{m^2},5$
Moment d'inertie polaire du volant ..... $I_0 = \frac{275 \times 2}{\omega^2} = 0,833$

Echelles des épures

Echelle des temps ..... 3m = 1 seconde
Echelle des espaces ..... Grandeur
Echelle des vitesses ..... $\frac{1}{100}$
Echelle des accélérations ..... $\frac{1}{10000}$
Echelle des efforts mesurés sur les accélérations ..... $1K = \frac{1}{69,9\,‰}$
ou encore ..... $1‰ = 69^K,9$
Echelle du travail enregistré par l'essai et correspondant à la surface hachurée $1cm^2 = 6\,Kgm,99$

Courbe des accélérations rapportées aux espaces = Kurve der Beschleunigungen bezogen auf die Wege. — Courbe des espaces rapportés aux temps = Kurve der Wege, bezogen auf die Zeit. — Courbe des vitesses rapportées aux temps = Kurve der Geschwindigkeiten, bezogen auf die Zeit. — Courbe des accélérations rapportées aux temps = Kurve der Beschleunigungen, bezogen auf die Zeit.

Echelle = Maßstab. Accélération = Beschleunigung. Vitesses = Geschwindigkeit.

Fig. 7. Bestimmung der Kraftwirkungen während des Schlages.

Digitized by Google

abgerundet und derart konisch geformt, daß die Stützflächen des Stabes immer tangential zum Konus der Amboßkanten stehen.

3. Das Schwungrad läuft in zwei Kugellagern, so daß die infolge der Reibung der Drehzapfen absorbierte Kraft gleich Null ist. Um jedoch ein Nachlassen dieser Kugellager zu vermeiden, sind die Drehzapfen derart montiert, daß die Rückwirkung der Hammerscheide im Moment des Schlages durch zwei glatte Tragflächen (portées) aufgefangen wird. Es muß betont werden, daß diese Reibungsvermehrung nur während eines Bruchteiles einer Sekunde eintritt. Im übrigen ist das Verhältnis zwischen den Hebelarmen des Hammers und den Drehzapfen ungefähr gleich 1 zu 14, der Reibungskoeffizient in allen Fällen geringer als 0·1, der Fehler daher während dieses Bruchteiles einer Sekunde weniger als $^1/_{140}$, alo ohne weiteres zu vernachlässigen.

4. Die Ausschaltung des Messers, die durch die Bewegung des Schwungrades selbst erfolgt, absorbiert einen kleinen Teil der Energie. Die Gradeinteilung trägt diesem Verlust Rechnung, und der mit „Ausschaltung" bezeichnete Strich ist ein weniges über den Strich gesetzt, der der Schlaggeschwindigkeit entspricht.

5. Der Wasserstand ist durch einen gefederten Knopf regulierbar und der Überschuß fällt durch einen Ablaß in die Pumpe zurück.

Wir wollen auch untersuchen, welcher Natur die Reaktionen sind, die während aller Momente des Schlages auf die Hammerschneide einwirken. Wir haben das Gesetz der verzögerten Bewegung des Schwungrades während des Schlages festgelegt, von diesem Gesetz jenes der Geschwindigkeiten, dann jenes der Beschleunigungen abgeleitet, welch letzteres wieder demjenigen der Kräfte entspricht.

Das Gesetz der zurückgelegten Wege wurde mittels eines an dem Schwungrade befestigten Stiftes auf einem in gleichförmiger Bewegung rotierenden Zylinder an einem Diagramme festgelegt. Diese Kurve hat, auf geradlinige Koordinaten gebracht, die Zeiten als Abszissen und die zurückgelegten Wege als Ordinaten. Wir erhalten also mittels der Tangentenmethode — als ersten Differentialquotienten — die Geschwindigkeitskurve und als zweiten Differentialquotienten die Beschleunigungskurve. Diese letztere Kurve gibt uns den Wert der in jedem Augenblick auf die Hammerschneide wirkenden Reaktionen.

Digitized by Google

Wenn der Radius des Stoßes = R ist und die Beschleunigungen J bezogen auf die Entfernung R, so ist die Winkelbeschleunigung $J\omega = \frac{J}{R}$. Die Reaktion bei 1 m Achsenentfernung des Schwungrades beträgt $I_0 \times \frac{J}{R}$, wobei I_0 = das polare Trägheitsmoment des Schwungrades.

Diese Reaktion, bezogen auf den mittleren Stoßpunkt, beträgt $F = \frac{J \times I_0}{R^2}$, wodurch wir dann die Skala der Reaktionen festsetzen können. Dieses Gesetz der Reaktionen ermöglicht eine Kontrolle des Apparates für direkte Messung. Wenn man nämlich das Gesetz der Reaktionen auf die Zwischenwege bezieht, anstatt auf die Zeiten, dann erhält man eine Kurve, deren Integration der durch den Schlag absorbierten Arbeit entspricht. Das Maß der betreffenden Kurvenfläche muß der durch den Tachimeter angezeigten Arbeit entsprechen.

Aphégraphe.

Bei den Versuchen über die Aufstellung des Geschwindigkeitsgesetzes und des Beschleunigungsgesetzes hat uns die Unbestimmtheit der Tangentialpunkte behindert, und um diese Schwierigkeit zu umgehen, haben wir den Aphégraphe konstruiert. Dieser kleine Apparat wurde in der «Académie des Sciences» von Carpentier vorgeführt. Er sei hier kurz beschrieben:

Der Apparat besteht aus einem lineal artigen Körper, der einen Glasteil trägt, in welchen ein Platinplättchen von einigen Hundertstel Millimeter Stärke versenkt ist, das mit dem Glasrande vollständig glatt abschneidet. In der Verlängerung der Glasfläche befindet sich in einer bestimmten, genau gemessenen Entfernung ein Stift. Die zu untersuchende Kurve wird entweder durch ein ihr folgendes biegbares Band oder durch eine sie wiedergebende Schablone materialisiert. Diese materialisierte Kurve wird an einem der Pole eines elektrischen Läutewerkes angeschlossen, dessen anderer Pol mit dem Platinplättchen verbunden ist. Wenn der Rand des Lineals an das Modell angelegt wird, so läutet das Läutewerk, sobald das Lineal an jenem Punkte, wo der Kontakt es berührt, tangential zur Kurve steht. In diesem Momente hält man das Lineal still und markiert mit dem Stifte einen Punkt. Wenn man dies mehrmals

Digitized by Google

wiederholt, erhält man eine Kurve G, welche die Punkte enthält, die auf den Tangenten der untersuchten Kurve bei einer bestimmten Entfernung vom Kontaktpunkte liegen. Wenn wir also in einem beliebigen Punkte der Kurve eine Tangente ziehen wollen, so beschreiben wir von diesem Punkte als Mittelpunkt mit einer Zirkelöffnung, welche gleich ist dem Parameter des Aphégraphen, einen Kreisbogen, der die Kurve G in einem Punkte schneidet. Die gesuchte Tangente ist die Linie, die dieser Punkt mit dem Kontaktpunkte verbindet. Auf diese Weise erhält man genau die Differentialquotienten.

Schlußfolgerungen.

Zum Schlusse sprechen wir den Wunsch aus, der nächste Kongreß des „Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik" möge bestimmen:

1. die Einführung des Ersatzes der Zugfestigkeitsziffer durch die Brinellsche Härtezahl zur Beurteilung der Metalle nach ihrer Härte;

2. die Einführung einer einheitlichen Stoßgeschwindigkeit für die Versuche in betreff der spezifischen Schlagarbeit;

3. die Einführung einer einheitlichen Probestabtype, um zu vermeiden, daß ein und dasselbe Material zwei verschiedene Ziffern der spezifischen Schlagarbeit aufweist.

4. Wir wünschen endlich, daß der Kongreß die Mitglieder des Verbandes veranlasse, die mit gleichem Metalle, gleicher Probestabform und gleicher Stoßgeschwindigkeit bei verschiedenen Apparaten erzielten Resultate zu kontrollieren, um die Ursachen von Divergenzen aufzufinden und denselben abzuhelfen oder aber die systematisch als mangelhaft erkannten Apparate auszuscheiden.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

III$_6$

ABSCHLEIFVERSUCHE MIT STAHL.

Von **Felix Robin.**

(Übersetzt von O. Vogel in Düsseldorf.)

Gemäß einer an uns ergangenen Einladung fassen wir im nachstehenden die Schlußfolgerungen unserer im Jahre 1909 ausgeführten und durch das „Iron and Steel Institute" (Carnegie Scholarship Memoirs 1910)[1]) veröffentlichten Versuche kurz zusammen.

Das Abschleifen, um welches es sich im vorliegenden Falle handelt, ist von ganz besonderer Art; es besteht in der Abnützung von Stahl, der mit einem gewissen Druck über Schmirgelpapier gerieben wird. Unter Verschleißzahl (Abnutzbarkeit) versteht man das Gesamtgewicht des durch Abschleifen bei drei aufeinanderfolgenden, je eine Minute dauernden Versuchen verloren gegangenen Materials. Die betreffende Stahlprobe war zylindrisch, ihr Durchmesser betrug 15 mm; die normalen Versuche erstreckten sich über einen Schleifweg von 200 m. Die kreisförmige, von der Probe beschriebene Bahn hatte 150 mm Durchmesser, der Druck betrug 1 kg auf 1 cm^2, die Geschwindigkeit 70 Umdrehungen in der Minute. Für eine und dieselbe Stahlsorte und ein und dasselbe Schleifmittel geben zwei verschiedene Papiersorten sehr gut vergleichbare Zahlen. Die Genauigkeit des Versuches erreichte mit dem Papier Oakey 2—4% und mit den Papieren Denis-Poulot und ähnlichen 10% für die gewöhnlichen Stähle und 20—15% für die gehärteten sehr harten Stähle.

Die wichtigsten Beobachtungen die dabei gemacht wurden, waren folgende:

Druck. Mit dem Druck wächst die Abnützung ungefähr proportional zwischen 0·5 und 2 kg per Quadratzentimeter; bei den

[1]) Vergl. auch „Revue de Métallurgie" 1911.

Digitized by Google

harten Stählen nimmt die Abnützung viel rascher zu, die entsprechende Kurve ist parabolisch. Die Abnützung ist proportional der Oberfläche des Probestückes.

Geschwindigkeit. Mit der Geschwindigkeit vergrößert sich die Schleifwirkung des Papiers. Gewisse Stähle sind empfindlicher gegen diesen Einfluß als andere; es sind dies dieselben, die auch für die Druckdifferenzen am empfindlichsten sind.

Art des Schleifmittels. Die verschiedenen Schleifmittel und die Papiere von verschiedener Korngröße klassifizieren die Metalle hinsichtlich ihrer Abnutzungsfähigkeit in nahezu ganz gleicher Weise; sie liefern verschiedene Zahlen, die eine Funktion dieser Abnutzungsfähigkeit darstellen.

Verschleiß der Stähle. Bei den angelassenen Kohlenstoffstählen ist die Abnützung nicht dem Perlitgehalte proportional; man findet ein Maximum des Verschleißes bei einem Gehalt von etwa 0·4% Kohlenstoff. Bei den hypereutektischen Stählen ist die Abnützung ungefähr proportional dem Gehalt an Kohlenstoff.

Die Feinheit der Bestandteile, die Kaltbearbeitung sowie die Anwesenheit von Phosphor vergrößern den Widerstand gegen das Abschleifen; das Silizium und das Mangan verringern ihn oft. Bei Gußeisen nimmt dieser Widerstand mit dem Gehalt an Phosphor und Eisenkarbid zu. Die gehärteten Stähle lassen sich durch dieses Verfahren schlecht unterscheiden, die angelassenen dagegen lassen sich ohne Schwierigkeit schätzen. Die größte Widerstandsfähigkeit der gehärteten Stählen scheint dem feinsten martensitischen Gefügebestandteilen zu entsprechen.

Sonderstähle. Das Chrom erhöht die Widerstandsfähigkeit der angelassenen Stähle bedeutend, es hat dagegen wenig Einfluß auf die gehärteten Stähle. Die Doppelkarbide besitzen eine sehr große Widerstandsfähigkeit. Die austenitischen Nickel- und Manganstähle zeigen eine bemerkenswerte Widerstandsfähigkeit gegen Abnutzung; man findet hier oft Angaben, die den bei der Brinellschen Probe gewonnenen entgegenstehen. Der Vergleich der verschiedenen Verfahren zur Härtebestimmung und der Abnutzung bietet zu interessanten Bemerkungen Anlaß; in gewissen Fällen liefert die Abschleifprobe bei großer Härte noch Resultate, wenn die Kugelprobe keine Empfindlichkeit mehr zeigt. Die Ergebnisse der beiden Methoden sind in gleichem oder entgegengesetztem Sinne, je nach den in Untersuchung befindlichen Produkten.

Digitized by Google

Diese Ergebnisse können verschiedene Ursachen haben, unter denen sich in erster Linie die mineralogische Härte und die Sprödigkeit befinden.

Die praktischen Folgerungen, die wieder in den Bereich der Materialprüfungskunde zurückgehen, sind folgende: Jede Art der Messung und jede Versuchsart liefert eine besondere Einteilung der Stähle; die verschiedenen Arten der Abnützung lassen sich nicht durch eine und dieselbe Probe ermitteln; die vorliegende scheint sich bisher nur auf die Abnutzung von unter gewissen Betriebsverhältnissen stehenden Schienen, auf Feilen, Zerkleinerungsapparate usw., anwenden zu lassen.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IV1

BERICHT ÜBER DIE FRAGE DER SCHLAGPROBEN UND DIE ARBEITEN DER KOMMISSION 26.

Von **G. Charpy**, Montluçon.

(Übersetzt von J. Fleischmann, Wien.)

Die gelegentlich des Kopenhagener Kongresses stattgehabte Diskussion über Schlagbiegeproben mit eingekerbten Stäben hat die Frage wohl nicht erschöpft, aber die Möglichkeit geboten, die Aufgabe richtig zu formulieren; sie hatte das Ergebnis, daß es, um die praktische Bedeutung dieser Versuche mit Sachkenntnis beurteilen zu können, nötig wäre, die Beziehung festzustellen, welche einerseits zwischen den unter verschiedenen Bedingungen erhaltenen Probeergebnissen und den Dimensionen der Probestäbe sowie andererseits zwischen den Probeergebnissen und dem Verhalten der untersuchten Metalle im Gebrauche besteht. Mit anderen Worten, es waren die Bedingungen festzusetzen, welche zwei verschiedene Proben zu erfüllen haben, damit deren Ergebnisse miteinander verglichen und außerdem die auf dem Versuchswege ziffermäßig bestimmten Ergebnisse mit jenen Eigenschaften in Beziehung gebracht werden können, welche für den praktischen Wert eines Metalles für die verschiedenen Verwendungszwecke maßgebend sind. Diese beiden Hauptfragen sollten den Gegenstand der Arbeiten der Kommission 26 bilden und boten andererseits auch Anlaß zu verschiedenen Veröffentlichungen. Zweck des vorliegenden Berichtes ist es, die in dieser Richtung seit dem Jahre 1909 gewonnenen Resultate kurz zusammenzufassen und daraus jene Angaben abzuleiten, welche geeignet sind, für die gelegentlich des Kongresses zu führenden Diskussionen richtunggebend zu werden

Digitized by Google

und jene Fragen zu kennzeichnen, die einem späteren Studium zu unterziehen sein werden.

Die im Jahre 1910 eingesetzte Kommission ist wie folgt zusammengesetzt:

Präsident: G. Charpy, Montluçcon.

Mitglieder: W. G. Kirkaldy, London; F. E. Stanton. Teddington; F. Schüle, Zürich; E. Heyn, Groß-Lichterfelde; E. Ehrensberger, Essen; J. Bartel, Budapest; E. Camerman, Brüssel; Fr. Keelhoff, Gent; E. Blant, Paris; Belanger, Paris.

Bedingungen für die Vergleichbarkeit der Kerbschlagprobe-Ergebnisse.

Bei Erörterung der Bedingungen, welche zur Sicherung der Vergleichbarkeit der Ergebnisse zweier Schlagproben zu erfüllen sind, müssen jene, die sich auf Form und Abmessungen des Probestabes sowie auf die Art der Resultatsberechnung beziehen, getrennt von jenen betrachtet werden, die auf den verwendeten Apparat und den Messungsvorgang Bezug haben.

A. Probestäbe.

In betreff der Probestäbe wäre es natürlich das Einfachste, ein einheitliches Modell anzunehmen. Diese Lösung aber stößt in der Praxis auf bedeutende Schwierigkeiten, die dazu führen, mehrere Typen von Probestäben verschiedener Abmessungen vorzusehen, wie dies bekanntlich auch bei den Zerreißproben der Fall ist. Die mit den letztgenannten Proben angestellten zahlreichen Untersuchungen haben zu einer ebenso einfachen als wichtigen Regel geführt, dem Gesetze der Ähnlichkeit, demzufolge Probestäbe verschiedener Dimensionen in geometrischem Ähnlichkeitsverhältnis zueinander stehen müssen, um vergleichbare Ergebnisse zu liefern. Es liegt das Bestreben nahe, dieses Gesetz auch auf die anderen Erprobungsarten auszudehnen, womit sich speziell Révillon in einer dem Kopenhagener Kongreß vorgelegten Abhandlung befaßte. Darnach wären bei einem und demselben Metall die Ziffern der spezifischen Schlagarbeit, welche bei zwei zueinander im geometrischen Größenverhältnis stehenden gekerbten Probestäben des gleichen Metalles gefunden werden, gleich. Révillons Untersuchungen erstreckten sich aber nur auf Stäbe, deren Dimensionen untereinander nur wenig differierten. Darum hat der

Digitized by Google

Kopenhagener Kongreß gut daran getan, wenn er auch den Grundsatz der proportionalen Abmessungen zuließ, die Anzahl der zulässigen Probestäbe auf zwei zu beschränken, was für die Praxis hinreichend erschien. Der stärkere Stab zeigt die Maße 30 × 30 × 160 mm mit einer Entfernung der Stützpunkte von 120 mm, einer Einkerbung von 15 mm und einer mit einem Radius von 2 mm abgerundeten Grundfläche; für den kleineren Stab gelten alle diese Maße durch 3 dividiert.

Mehrere Mitglieder der Kommission 26 haben zwecks Bestimmung, ob die Probeergebnisse mit Stäben von 30 × 30 und solchen von 10 × 10 zahlenmäßig vergleichbar seien, Versuche durchgeführt. Diese Versuche, die unabhängig durch die Herren Bartel, Ehrensberger und Charpy ausgeführt wurden, haben zu übereinstimmenden Schlußfolgerungen geführt, die sich wie folgt zusammenfassen lassen:

„Die spezifische Schlagarbeit oder die spezifische Brucharbeit, bezogen auf den Quadratzentimeter Bruchfläche, variiert bei ein und demselben Metall, je nachdem dieselbe bei einem Stabe von 30 × 30 oder einem solchen von 10 × 10 gemessen wird Die bei den kleineren Stäben gefundene Schlagarbeitszahl ist immer kleiner als jene bei den größeren Stäben. Die Differenz scheint proportional mit dem absoluten Werte der Schlagarbeitsziffer zuzunehmen, d. h. sie ist bei brüchigen Metallen gering und wird bei nichtbrüchigen Metallen bedeutend."

Diese Frage, die den Gegenstand von derzeit noch im Zuge befindlichen Untersuchungen bildet, kann nicht als endgültig klargestellt betrachtet werden; man kann aber schon jetzt sagen, daß das Gesetz der Ähnlichkeit bei Erklärung der Ergebnisse von Schlagqroben in der von Révillon vorgeschlagenen Form nicht als Grundlage dienen kann. Eigentlich erscheint dies auch nicht überraschend, denn die spezifische Schlagarbeit oder spezifische Brucharbeit, bezogen auf den Quadratzentimeter Bruchfläche, entspricht nicht einer bestimmten mechanischen Größe und es können die Versuchsbedingungen nicht vollständig außer acht gelassen werden. Wenn wir ausschließlich im geometrischen Verhältnis stehende Körper betrachten, deren Größe mittels einer homologen Dimension (eines Vergleichsmaßes) bestimmbar ist, die wir a nennen wollen, so wird der auf diesen Körper durch einen Hammer m mit der Geschwindigkeit V ausgeübte Schlag bestimmt durch eine Funktion

Digitized by Google

von m, von V und von a, für deren Bestimmung wir nur sehr unsichere Angaben besitzen.

Von den auf Schlagproben bezughabenden jüngst veröffentlichten Studien haben sich zwei speziell mit der Frage der Formänderung von gekerbten und nicht gekerbten Stäben befaßt. Es sind dies der Aufsatz des Hauptmannes der Kolonial-Artillerie Mercier: „Über die Bedingungen der praktischen Gleichwertigkeit von Versuchen mit homogenen, deformierbaren Stoffen", veröffentlicht in dem „Memorial de l'Artillerie Navale Française", Nr. 10, 11 und 12, 1910 (Band IV), und der Aufsatz des Artilleriehauptmannes Mimey, betitelt: „Bemerkungen über Schlagproben", veröffentlicht in der „Revue d'Artillerie Française" (Juli 1911). Die Ergebnisse dieser beiden Studien stimmen übrigens in bezug auf die uns hier interessierende Frage überein. Wir können sie wie folgt zusammenfassen:

1. Wenn zwei ähnliche, aus demselben Material bestehende Körper in gleicher Weise deformiert werden, sind die für die Deformation homologer Volumen aufgewendeten Arbeitsleistungen proportional diesen Volumen und demnach auch proportional den Gewichten der betreffenden Körper.

2. Zwei ähnliche Körper sind dann in ähnlicher Weise deformiert, wenn die Deformationen (bezogen auf die Volumeneinheit) in den Hauptrichtungen, an homologen Punkten der beiden Körper, im selben Augenblick gleich und gleichgerichtet sind.

3. Diese Bedingungen erscheinen bei zwei Stäben mit den Durchbiegungen B_1 und B_2, die, gekerbt oder nicht gekerbt, zueinander im geometrischen Ähnlichkeitsverhältnis α stehen und auf zwei getrennten Stützpunkten D_1 und D_2 aufruhend, von Hammergewichten M_1 und M_2 aus Höhen H_1 und H_2 getroffen werden, dann erfüllt, wenn

$$\frac{M_1}{M_2} = \frac{\sqrt{H_1}}{\sqrt{H_2}} = \frac{D_1}{D_2} = \alpha.$$

Wenn also diesen Bedingungen genügt wird, werden die ähnlichen Deformationen der beiden Stäbe Arbeitsleistungen T_1 und T_2 absorbieren, die sich zueinander wie die dritten Potenzen der homologen Dimensionen verhalten, während bei Definition der spezifischen Schlagarbeit vorausgesetzt wird, daß diese Arbeiten sich zueinander wie die Quadrate der homologen Dimensionen verhalten.

Digitized by Google

Die Untersuchungen des Hauptmannes Mercier bestätigen diese Schlußfolgerung genau auch für die Größe der Formveränderung bei verschiedenen dimensionierten Stäben, die verschiedenen Schlägen unterworfen werden. Es kann deshalb angenommen werden, daß die vordargelegte Regel die durch Schlag hervorgerufenen Formveränderungen (Biegungen) genau bestimmt; wir können aber noch weiter gehen und mit Rücksicht darauf, daß der Einfluß der Schlaggeschwindigkeit innerhalb der wenig differierenden Geschwindigkeitsgrenzen, die bei den gebräuchlichen Schlagversuchsmaschinen eingehalten werden können, kein sehr merklicher ist, in erster Annäherung annehmen, daß bei den Proben zwei ähnliche Stäbe ähnlich deformiert erscheinen, wenn die auf dieselben ausgeübten Schläge lebendigen Kräften entsprechen, die untereinander im kubischen Verhältnis der homologen Dimensionen stehen. Es würde also genügen, die Definition der spezifischen Schlagarbeit dahin abzuändern, daß man an Stelle der Bruchfläche das Stabvolumen nimmt, um derart die Vergleichbarkeit der Versuche wieder herzustellen.

Dieses so einfache Ergebnis, das vollkommen richtig scheint, solange es sich lediglich um die Formveränderung durch Schlag handelt, verliert leider seine Richtigkeit, sobald man bis zum Bruch geht. Es scheint also das Verhältnis der verbrauchten Arbeit ein Mittelglied zwischen dem Verhältnis der Querschnittflächen und dem Verhältnis der Volumina zu bilden, indem sich dasselbe mehr dem einen oder dem anderen nähert, je nachdem das Maß der spezifischen Schlagarbeit größer oder geringer ist.

Die folgende Tabelle zeigt einige Beispiele, die Versuchen mit verschiedenen Stahlarten entnommen sind.

Querschnitt der Stäbe	Schlagarbeit bei Stäben 50 × 30	Verhältnis der Querschnitte	Verhältnis der verbrauchten Arbeit	Verhältnis der Volumen
mm	kgm			
40 × 40 : 30 × 30	8·8	1·75	1·9	2·37
30 × 30 : 20 × 20	11·4	2·25	2·8	3·37
30 × 30 : 10 × 10	11·4	9·0	12·8	27·0
30 × 30 : 20 × 20	7·5	2·25	2·7	3·37
30 × 30 : 10 × 10	15·6	9·0	12·4	27·0
30 × 30 : 10 × 10	18·2	9·0	16·2	27·0
30 × 30 : 10 × 10	32·2	9·0	18·0	27·0

Digitized by Google

Diese Ziffern sind nur als Näherungsgrößen zu betrachten, weil bei diesen Versuchen die weiter oben hinsichtlich der Maße und Fallhöhe der Hämmer bedungene Gleichwertigkeit nicht vorhanden war; da jedoch starke Abweichungen von dieser Bedingung nicht stattfanden, kann als sicher angenommen werden, daß die diesem Umstande zuzuschreibende Differenz nicht so groß ist als die Abweichungen, welche auf die Ungleichförmigkeit des Metalles zurückzuführen sind.

Dieses Ergebnis läßt sich durch den Umstand erklären, daß bei dem zum Bruche führenden Schlage zwei unterschiedliche Wirkungen beobachtet werden können, die allgemeine Deformation des Stabes und der Bruch selbst; es wäre demnach begreiflich, daß die verbrauchte Arbeit nur durch eine aus zwei Größen bestehende Formel dargestellt werden kann. Die erste der Deformation entsprechende Größe wäre nach dem vorgesagten proportional der dritten Potenz der linearen Stabdimensionen und ihre Bedeutung würde mit der Zunahme der Deformationsgröße, d. h. mit der stärkeren spezifischen Schlagarbeit gleichfalls zunehmen. Die zweite Größe, die der durch die Trennung der beiden Stabhälften verbrauchten Arbeit entspricht, wäre nahezu der zweiten Potenz der linearen Stabdimensionen proportional, die bei den ohne Deformation herbeigeführten Brüchen fast allein auftreten dürfte. Wir müssen hiebei an den durch Prof. Schüle auf dem Kopenhagener Kongreß vorgebrachten Vorschlag erinnern, dahin gehend, daß die Brucharbeit ins Verhältnis zu dem Stabvolumen, bei dem eine Formveränderung konstatiert wird, gesetzt werde.

Vom praktischen Standpunkte aus ist zu hoffen, daß es an Hand einer hinreichenden Zahl von Proben der oben beschriebenen Art möglich sein wird, eine Tabelle mit doppelten Eintragungen zusammenzustellen, die gleichzeitig sowohl der spezifischen Schlagarbeit wie den Stababmessungen Rechnung trägt und so ermöglicht, die Beziehungen zwischen den mit Stäben verschiedener Abmessungen gefundenen Resultaten festzustellen. Um dieses empirische Ergebnis zu erhalten und insbesondere um dasselbe mit theoretischen Betrachtungen in Verbindung zu bringen, die dem ersteren größere Bedeutung zu geben vermöchten, dürfte es zweifellos viel einfacher sein, Stäbe zu beobachten, die zueinander in geometrischem Ähnlichkeitsverhältnis stehen, umsomehr als dies ja auch sonst keinerlei Nachteile bieten würde.

Digitized by Google

Der Verfasser empfiehlt daher, daß es vorläufig bei der vom Kopenhagener Kongresse gefaßten Beschlusse, zwei in allen Teilen in geometrischem Verhältnisse zueinander stehende Stäbe zu nehmen, bleiben soll, wiewohl hiebei die erhoffte direkte Vergleichsmöglichkeit nicht geboten erscheint, und daß weiter spezielle Untersuchungen angestellt werden sollen, um auf empirischem Wege eine Tabelle oder Formel aufzustellen, die einen Vergleich der beiden Stäbe ermöglicht.

Was die Stabdimensionen selbst anbelangt, so erscheint es nicht angezeigt, die vom Kopenhagener Kongreß vorgeschriebenen zu ändern, es sei denn, was die Abrundung der Kerbschnittgrundfläche anbelangt, die bei den kleineren Stäben bedeutend leichter auszuführen wäre, wenn sie etwas stärker sein könnte, was im übrigen die Ergebnisse aller Wahrscheinlichkeit kaum fühlbar beeinflussen würde.

Es muß auch bemerkt werden, daß, um das Gesetz der Ähnlichkeit anwenden zu können, es auch nötig ist, daß die Hammerschneiden für die starken und schwachen Stäbe nicht die gleichen sind, sondern im Verhältnis von 1 : 3 stehen. Man könnte beispielsweise annehmen, daß die Abrundung der Hammerschneide dieselbe sei wie jene der Kerbgrundfläche des betreffenden Stabes.

B. Probemaschine.

In betreff der Probemaschine gilt dasselbe wie bezüglich der Probestäbe, nämlich die einfachste Lösung bestände darin, wenn eine einheitliche Maschine angenommen würde. Vom deutschen Verband für Materialprüfungen der Technik wurde diese Lösung der Frage angenommen, sie wurde auch auf dem Kopenhagener Kongreß durch Prof. Heyn, der noch heute für dieselbe eintritt, verteidigt; andererseits aber werden hiegegen begreiflicherweise von Seiten der Experimentatoren Proteste erhoben, da diese die ihnen zur Verfügung stehenden Maschinen weiter benützen wollen, sowie seitens der Konstrukteure, die nach ihrem Dafürhalten entsprechende Maschinen gebaut haben. Diese Proteste scheinen umsomehr in Berücksichtigung gezogen werden zu müssen, als die Annahme einer einzigen Maschinentype nicht hinreichen würde, um eine vollständige Lösung der Frage herbeizuführen. Man darf nämlich nicht übersehen, daß der Wert der mit einer Versuchsmaschine

Digitized by Google

zu erzielenden Resultate zumindest ebensosehr als von ihrem Konstruktionssystem, auch von der Genauigkeit ihrer Konstruktion, von ihrer Instandhaltung und schließlich von ihrer Handhabung abhängt, so daß es ganz gut möglich wäre, mit zwei gleichen Stäben, die in zwei ungleich gut ausgeführten, ungleich eingeteilten und ungleich gehandhabten Maschinen der gleichen Type behandelt werden, Ergebnisse von größerer Verschiedenheit zu erhalten, als in zwei Maschinen ganz verschiedener Bauart, die jedoch mit Sorgfalt graduiert, geprüft und in fachkundiger Weise gehandhabt wurden. Es scheint also notwendig zu sein, stufenweise vorzugehen, vorerst eine Festsetzung der Grundbedingungen zu versuchen, die erfüllt werden müssen, damit die Angaben einer Maschine als normal betrachtet werden können. Und es ist sehr gut möglich, daß man in der Folge zu dem Schlusse gelangt, daß diese Bedingungen hinreichend seien, um die Vergleichsmöglichkeit zweier Maschinen zu gewährleisten, ohne daß diese beiden Maschinen auf den gleichen Prinzipien aufgebaut sein müßten. Es ist kaum anzunehmen, daß es nicht möglich sein sollte, vergleichbare Resultate mit zwei Maschinen zu erzielen, mittels welcher auf einen Stab Schläge mit gleichen Massen, gleichen Geschwindigkeiten bei gleichen Hammerschneiden und gleichen Stützpunkten ausgeführt werden und bei denen die Massen und Geschwindigkeiten, ebenso wie deren Veränderungen mit gleicher Genauigkeit bestimmt werden können. Es scheint sogar, wie schon vorher gesagt wurde, daß die Massen und Geschwindigkeiten innerhalb gewisser Grenzen differieren können, ohne daß dies einen sehr merklichen Einfluß ausüben würde. Was aber die Ergebnisse vollständig falsch machen kann, sind die Energieverluste, welche den Reibungen zuzuschreiben sind und durch die Schwingungen der Maschine hervorgerufen werden; diese Verluste können bei Maschinen, welchen Systems immer, in riesigen Grenzen differieren. Das erste anzustrebende Ziel müßte also die Feststellung einer Methode sein, die es ermöglicht, jederzeit die Genauigkeit der Gradteilung zu bestimmen, da bei jeder Maschine Störungen auftreten können, und die es auch, was schwieriger sein dürfte, zuläßt, den Verlust an lebendiger Kraft, der durch die Schwingungen der Maschine im Momente des Schlages absorbiert wird, zu berechnen; zumindest sollten die Bedingungen festgesetzt werden, unter denen es gestattet wäre, diesen Verlust zu vernach-

Digitized by Google

lässigen. Die Frage ist sonach ganz ähnlich derjenigen, die sich einem bei anderen Maschinen, beispielsweise solchen für Zerreißproben, aufwirft und die übrigens auch bei diesen in noch sehr unvollkommener Weise gelöst erscheint. Es wird allgemein angenommen daß auf beliebigen Maschinen durchgeführte Zerreisproben gleichwertig seien, während sich in allen Fällen, wo Vergleichproben durchgeführt wurden, nicht zu übersehende Verschiedenheiten in den Ergebnissen zeigten. Man kann jedoch als feststehend annehmen, daß diese Unregelmäßigkeiten vermieden werden können, und zwar auch bei Maschinen ganz verschiedener Systeme, sofern man einen genau festgestellten Belastungs- und Messungsvorgang beobachtet, um derart die Meßteilungen zu vereinheitlichen. Es ist sehr wahrscheinlich, daß der gleiche Vorgang auch bei Schlagprobemaschinen ebenso wirksam sein würde, wiewohl diese Aufgabe infolge der verwickelteren Natur der zu untersuchenden Frage größere Schwierigkeiten bietet. Auf jeden Fall müßte, sofern eine derartige Untersuchung zu dem Schlusse führen würde, daß die Wahl einer einheitlichen Maschine unerläßlich sei, diese Untersuchung sich vorerst damit befassen, eine richtige Wahl dieser Maschinentype zu ermöglichen.

Der Verfasser rät daher, daß die Untersuchung der Bedingungen, die Schlagversuchsmaschinen zu erfüllen haben, um vergleichbare Resultate zu liefern, mit der Aufstellung einer Methode in betreff der Belastung und der Prüfung der Gradteilungen zu beginnen hätte.

II.

Wechselbeziehung zwischen den Ergebnissen der Schlagproben und dem Verhalten der Stücke bei ihrer praktischen Verwendung.

Der praktische Wert der Kerbschlagproben kann nur dann gewürdigt werden, wenn diese Wechselbeziehung festgestellt ist. Über diesen Punkt besitzen wir zurzeit nur vereinzelte Daten. Eine Anzahl ist in dem dem Kopenhagener Kongreß unterbreiteten Bericht enthalten; von kürzlich veröffentlichten Studien wären verschiedene Studien zu erwähnen, die dem 34. Kongreß der Chefingenieure der Gesellschaft von Dampfmaschinenbesitzern im Jahre 1910 zu Brüssel durch Herrn Desjuzeur sowie durch die Herren Olry und Bonnet vorgelegt wurden; weiters ein Bericht von Blount, Kirkaldy und Sankey (Vergleich von Zerreiß-, Schlag-

Digitized by Google

zerreiß- und Dauerprobenverfahren) für die „Institution of Mechanical Engineers“ vom 27. Mai 1910; verschiedene Artikel von Bartel speziell über die Brüchigkeit von Blechen für Dampfkessel, veröffentlicht in der Zeitschrift der Dampfkesseluntersuchungs- und Versicherungsgesellschaft (Wien 1910); ein Bericht von Hauptmann Grard (Untersuchungen über die Härte und Brüchigkeit von Stählen), veröffentlicht in der „Revue de Metallurgie“, März 1911, etc. etc.

Die Kommission 26 hat diese Frage geprüft und es wurde einstimmig anerkannt, daß eine Lösung derselben nur auf statistischem Wege durch Vereinigung einer Anzahl von möglichst authentischen Beobachtungen durchführbar wäre, ein Vorgang, der bei medizinischen Studien gebräuchlich ist. Diese Beobachtungen hätten sich insbesondere auf Metallstücke zu erstrecken, die bei der praktischen Verwendung Unregelmäßigkeiten gezeigt oder zu besonderen Bemerkungen Anlaß geboten haben. Dieser Vorgang wird bereits bei verschiedenen großen Verwaltungen beobachtet und es könnte der Verband aus den betreffenden Schriftstücken gewiß Nutzen ziehen. Um deren Anlegung zu erleichtern, müßten diese Zusammenstellungen in einheitlicher Weise gemacht werden und speziell die folgenden Daten enthalten:

1. Angaben über:

a) die Form, die Art und die Verwendung des Stückes;

b) die Art seiner Erzeugung, Beschaffenheit des verwendeten Metalles, die Behandlung, welcher dasselbe unterworfen wurde, etc.

c) die Arbeit, welche es im Vergleich mit anderen derartigen Stücken geleistet hat;

d) die Umstände, unter welchen sich der Bruch der deformierten Stelle vollzogen hat.

2. Skizze des Stückes, aus welcher die Bruchform und die Stelle der Probeentnahme zu ersehen ist.

3. Auszug aus den verschiedenen mechanischen, chemischen oder physikalischen Proben, welche durchgeführt wurden:

a) bei Ablieferung oder während der Erzeugung;

b) nach dem Bruch;

c) nach neuerlichen, auf den Bruch folgenden Behandlungen.

4. Schlußfolgerungen, enthaltend insbesondere eine Würdigung jener Angaben, die durch die Kerbschlagproben hätten geliefert werden können.

Digitized by Google

Eine Anzahl solcher Beobachtungen, für welche wir ein Beispiel diesem Berichte anfügen, wurde der Kommission 26 bereits zur Verfügung gestellt, speziell durch die Herren Camerman und Bartel; andere wurden von den Herten Le Blant, Keelhoff etc. in Aussicht gestellt; die jetzt begonnene Sammlung dürfte voraussichtlich bis zum Zeitpunkt des kommenden Kongresses eine hinreichende Erweiterung erfahren, um eine Diskussion und interessante Schlußfolgerungen zu ermöglichen.

III.

Andere Schlagproben als die Kerbbiegeproben, welche den Gegenstand verschiedener Studien bildeten, sind hauptsächlich: die Zerreißschlagproben, die Zug- oder Biegeproben mit wiederholten Schlägen, welch letzteren man auch noch die Schwingungsproben zugesellen kann. Die hinsichtlich dieser Versuchsmethoden vorliegenden Veröffentlichungen umfassen hauptsächlich die Beschreibung neuer Anordnungen sowie Ergebnisse, solcherart, daß allgemeine Schlußfolgerungen hieraus noch nicht gezogen werden können, aus welchen aber immerhin das sehr lebhafte Interesse an diesen Versuchsarten hervorgeht. Wir zitieren hier die von Barrillon der Sektion der französischen und belgischen Mitglieder des Internationalen Verbandes für Materialprüfung der Technik (Sitzung vom 5. Juni 1909) vorgelegte Arbeit, in welcher dieser Ingenieur sich für die Verwendung seines rotierenden Hammers einsetzt, der die Erzielung großer Schlaggeschwindigkeiten ermöglicht, wobei er den Proben die Form eines Körpers gleicher Biegungsfestigkeit erteilt. Schließlich hat Robert in einem Berichte, dem vom Iron and Steel Institute der Carnegie-Preis zuerkannt wurde (Bericht über die Abnützung von Stählen und deren Schlagwiderstand), zahlreiche Schlagdruckproben bei verschiedenen Temperaturen vorgeführt, die zu interessanten Ergebnissen führen.

Digitized by Google

ANHANG.

Beispiel eines Musterblattes für das Studium der Beziehungen zwischen den mechanischen Proben und der Lebensdauer des Stückes im Betriebe.

Beobachtung Nr. 1.

Wechselbeziehung zwischen den mechanischen Versuchen und der Lebensdauer der Stucke im Betriebe. Angaben über die Form, Art und Verwendung des Stückes, seine Herstellungsart, die von ihm im Vergleich mit anderen derartigen Stücken geleistete Arbeit, die Umstände, unter welchen der Bruch oder die Deformation eingetreten sind.

Das Stück, ein sogenannter Kolbenstangenkopf, der zur Verbindung der Kolbenstange mit der Pleuelstange einer 600 HP-Duplex-Dampfmaschine diente, brach plötzlich, während die Maschine im Gange war, ohne daß irgendwelche Umstände auf eine außergewöhnliche Beanspruchung hätten schließen lassen. Der Bruch scheint von dem Loch (Öffnung) ausgegangen zu sein, welches zur Aufnahme eines den Kolbenstangenkopf mit der Kolbenstange verbindenden Keiles dient.

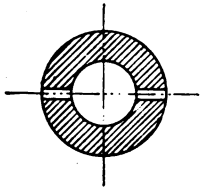
Die Untersuchung des Bruches zeigt keinerlei Unregelmäßigkeit im Aussehen oder der Färbung, woraus auf einen vorher bestandenen Materialfehler zu schließen wäre. An der Außenfläche des Stückes sind weder Risse noch Sprünge wahrnehmbar.

Das Stück stand durch einige Monate in Verwendung und hatte keine Reparatur zu bestehen. Die Lebensdauer derartiger Stücke ist praktisch unbegrenzt; ein derartiger Bruch ist daher zweifellos ungewöhnlich.

Digitized by Google

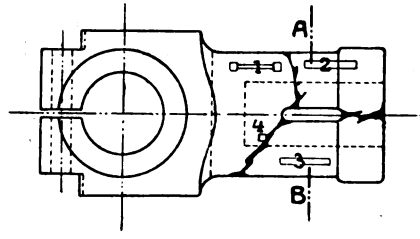
2. Skizze des untersuchten Stückes.

Schnitt A B.



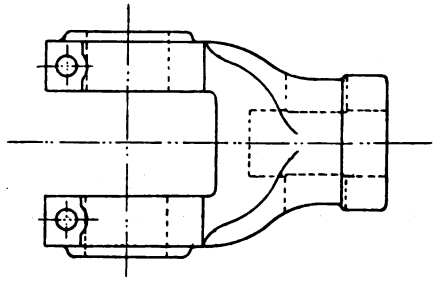
Seiten-ansicht

Probestäbe für Zug Nr. 1 Schlag Nr. 2



Schlagprobe Nr. 8
Muster zur mikroskopischen Untersuchung Nr. 4

Aufriß



Digitized by Google

Ausgeführte Versuche.

Im Lieferungszustande:

Keine.

Nach dem Bruch:

Zerreißprobestab Nr. 1
(Dimensionen L = 100 mm, D = 13·8 mm)

Elastizitätsgrenze	23 kg
Festigkeit	40 kg
Dehnung	18%
Kontraktion	70·5

Kerbschlagprobestab
(Dimensionen 10 × 10 × 55·3)
runde Kerbe 1·3 mm Durchmesser
mit Pendelhammer von 25 kgm

Spezif. Schlagarbeit	1·10 kgm
Bruchwinkel	180°
Aussehen	körnig

Chemische Analyse

Kohlenstoff	0·135
Silizium	0·02
Mangan	0·67
Phosphor	0·108
Schwefel	0·030
Chrom	Spuren
Nickel	Spuren

Mikroskopische Untersuchung

Grobkörniger Ferrit-Perlit in wenig zahlreichen, aber ziemlich ausgebreiteten Strecken vereinigt, aber von keinen fremden Elementen begleitet.

Spätere Behandlung nach dem Bruch:

Ein Schlagprobestab wurde neuerlich dem Stück entnommen, nachdem man dasselbe bei 900° geglüht und sodann an der Luft abgekühlt hatte; die spezifische Schlagarbeit wurde dadurch nicht merklich abgeändert.

Digitized by Google

Schlußfolgerungen.

Die Zerreißprobe würde auf normales Material schließen lassen; die Kerbschlagprobe jedoch zeigt eine außerordentlich geringe spezifische Schlagarbeit, die wahrscheinlich dem Phosphorgehalt des Metalles zuzuschreiben ist.

Das Stück, das in anormaler Weise gebrochen war, war sonach auch vom Standpunkte der spezifischen Schlagarbeit aus als anormal zu bezeichnen.

Vorschläge der Kommission 26.

Die Kommission 26 macht den Vorschlag, daß ihre Aufgabe bis zum nächsten Kongreß erstreckt und nach den folgenden Punkten begrenzt werde:

1. Zusammenfassung von Vergleichsproben, welche mit gekerbten Biegestäben von verschiedenen Abmessungen durchgeführt wurden, um derart eine Formel oder Vergleichstabelle aufstellen zu können. (Die Kommission ist der Ansicht, daß der vom Kopenhagener Kongreß angenommene grundsätzliche Beschluß bezüglich der zwei zueinander im geometrischen Verhältnis stehenden Stäbe vorläufig beizubehalten wäre.)

2. Zusammenfassung der Beschreibungen der verschiedenen für Schlagproben in Gebrauch stehenden Maschinen, wobei auch deren Art und Gradstellung und deren Prüfung und möglichst noch die mit den verschiedenen Maschinen durchgeführten Vergleichsversuche ersichtlich zu machen wären.

3. Zusammenfassung einer Anzahl von Beobachtungen von Maschinenteilen und Konstruktionen, welche zu besonderem Verhalten oder zu besonderen Wahrnehmungen im Betrieb Anlaß gegeben haben und den Gegenstand von Kerbschlagbiegeproben bildeten.

Die Kommission 26 kann nur als Zentralstelle für die Zusammenfassung dieser Dokumente dienen, die ihrerseits die Grundlage für interessante Erörterungen auf den weiteren Kongressen zu bilden hätten. Sie appelliert bei ihrer Sammlung an die Teilnahme aller Mitglieder des Verbandes, die ihre Kräfte mit denen der Kommissionsmitglieder vereinigen möchten.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IV1

NACHTRAG.

Herr G. Charpy, Obmann der Kommission über Schlagproben, hat die in seinem Bericht IV1 (Nr. 9 der Mitteilungen), S. 15, gemachten Vorschläge in folgender Weise ergänzt:

Vorschläge der Kommission 26.

Die Kommission 26 macht den Vorschlag, daß ihre Aufgabe sich bis zum nächsten Kongreß erstreckt und nach den folgenden Punkten begrenzt werde:

1. Zusammenfassung von Vergleichsproben, welche mit gekerbten Biegestäben von verschiedenen Abmessungen durchgeführt wurden, um derart eine Formel oder Vergleichstabelle aufstellen zu können. (Die Kommission ist der Ansicht, daß der vom Kopenhagener Kongreß angenommene grundsätzliche Beschluß bezüglich der zwei zueinander im geometrischen Verhältnis stehenden Stäbe vorläufig beizubehalten wäre.)

2. Zusammenfassung der Beschreibungen der verschiedenen für Schlagproben in Gebrauch stehenden Maschinen, wobei auch deren Art und Gradstellung und deren Prüfung, und möglichst noch die mit den verschiedenen Maschinen durchgeführten Vergleichsversuche ersichtlich zu machen wären.

Die Prüfung solcher Proben und Angaben wird darüber entscheiden lassen, ob es notwendig ist — wie es manche Mitglieder der Kommission vermuten — einen bestimmten Schlagapparat und einen bestimmten Probestab zu verwenden, um vergleichbare Ergebnisse zu erhalten oder ob es genügt, eine gewisse Zahl von Versuchsbedingungen festzulegen.

3. Zusammenfassung einer Anzahl von Beobachtungen von Maschinenteilen und Konstruktionen, welche zu besonderem Ver-

Digitized by Google

halten oder zu besonderen Wahrnehmungen im Betrieb Anlaß gegeben haben und den Gegenstand von Kerbschlagbiegeproben bildeten.

Die Kommission 26 kann nur als Zentralstelle für die Zusammenfassung dieser Dokumente dienen, die ihrerseits die Grundlage für interessante Erörterungen auf den weiteren Kongressen zu bilden hätten. Sie appelliert bei ihrer Sammlung an die Teilnahme aller Mitglieder des Verbandes, die ihre Kräfte mit denen der Kommissionsmitglieder vereinigen möchten.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IV2

KERBSCHLAGPROBE MIT METALLEN.

Von **Ch. Frémont.**

(Übersetzt von J. Fleischmann)

Über Beschluß des Kopenhagener Kongresses im Jahre 1909 hat der Internationale Verband die Schlußfolgerungen des offiziellen Berichterstatters Herrn Charpy über die Kerbschlagprobe angenommen.

Diese Schlußfolgerungen waren praktisch mit jenen identisch, die ursprünglich gleichfalls von Herrn Charpy, dem Direktor des Stahlwerks von Montluçon, ausgearbeitet und dann von Herrn Ehrensberger, Direktor des Stahlwerks Krupp in Essen und Berichterstatter einer deutschen Kommission kontrasigniert und schließlich von einer Hauptversammlung des nationalen Verbandes Deutschlands angenommen worden sind.

Ich wiederhole hier die wesentlichsten Vorschriften nach einer französischen Übersetzung, welche von Herrn Arnou in der Revue de la Metallurgie (April 1908) Memoires p. 207—232 veröffentlicht worden ist.

1. . . . . .

2. Die Kerbschlagprobe ist auszuführen mit dem Charpy'schen Pendelhammer.

3. Drei Typen der Pendelhämmer sind vorzusehen und zwar mit 250, 75 und 10 mkg Schlagarbeit.

4. . . . . .

5. Für die Probestäbe werden folgende Abmessungen vorgeschrieben: Länge 160 mm, 30 mm im Quadrat, in der Mitte der Länge ein Loch von 4 mm, welches nach der Seite aufgeschnitten wird. Die verbleibende Höhe soll 15 mm betragen. Bei dünneren

Digitized by Google

Proben, z. B. Blechen von geringerer Dicke als 30 mm, wird die Dicke des Stabes entsprechend der Blechdicke gewählt. Alle übrigen Abmessungen bleiben ungeändert.

Für Proben, welche auf dem kleinsten Fallwerk geschlagen werden, genügt 100 mm Länge und 8—10 mm Dicke mit einem scharfen Kerb von 2 mm. Da dieser kleinste Hammer wohl nur für besondere Untersuchungen gebraucht wird, erübrigt es vielleicht, hiefür besondere Normalien aufzustellen.

Gemäß den Versuchsergebnissen heißt es in der Übersetzung (pag. 211), ist es selbstverständlich unnötig, den Pendel bis zur vollen Höhe aufzuziehen. Die Versuche haben erwiesen, daß das Ergebnis der Probe dasselbe ist, ob der Pendel aus 1 oder 4 m Höhe herabfällt.

Wir wollen in Kürze nachstehende Punkte einer Kritik unterziehen:

1. Die Wahl des Apparates;
2. die Abmessung des Probeschlages;
3. die Form der Kerbe;
4. gewisse Probebedingungen.

Wahl des Apparates.

Ein Pendel (richtiger eine Garnitur von drei Pendeln) ist ein kostspieliger Apparat, den sich nicht alle Interessenten werden erwerben können.

Der Pendel ist ein umfangreicher Apparat, der nicht überall untergebracht werden kann, ohne daß zu den Kosten des Kaufes noch solche besonderer Bauherstellungen hinzukommen.

Der Pendel ist ein gefährlicher Apparat, dessen Mißbrauch man nicht versuchen darf.

Schließlich besitzt der offizielle Pendelhammer außer diesen, allen Pendeln der in Rede stehenden Abmessungen gemeinsamen Mängeln noch solche, die vom Prinzip unabhängig sind. So ruht der Aufbau auf einer Gußeisenplatte, die nur den Schein einer Schabotte bietet, während die eigentliche Schabotte, deren Platz natürlicherweise in der Ebene des Schlages sich befindet, durch zwei Konsolen repräsentiert wird, gegen deren lotrechte Flächen sich der Probestab stützt. Überdies sind diese Massen von einigen hundertstel Kilogramm in einer seitlichen Lage absolut ungenügend. Um sich zu überzeugen, braucht man nur mit einem kleinen

Digitized by Google

Hammer auf einen Schmiedeamboß zu schlagen und zwar zuerst in der Mitte der Masse und dann am Ende des Amboßhornes, indem man jedesmal die freie Hand an die Seite des geschlagenen Teiles legt; man wird feststellen, daß der Schlag auf der mittleren Masse keine merklichen Schwingungen hervorruft, während schon sehr kleine Schläge am Ende des Hornes kräftige Vibrationen zur Folge haben.

Der soeben besprochene Fehler der Konstruktion, ist insbesondere deshalb wichtig, weil ein Bruch, der durch eine lebendige Kraft hervorgerufen wird, sich in Form von Schwingungen abschwächt, bezw. verliert und der Versuch auf solche Weise viel weniger genau ist, als man auf den ersten Blick annehmen könnte.

Die Abmessungen der Probestäbe.

Im Falle kleiner Probestäbe ist die Stärke des Probestabes gleich der Stärke des Bleches zu wählen. Diese Vorschrift macht es möglich, daß zur gleichen Zeit die verhältnismäßig gesunde Oberfläche und der oft ungesunde Kern des Probestabes durch die Kerbe angegriffen wird, während eine Kerbe, die, wie es sein sollte, parallel zur Oberfläche des Bleches verläuft, die gesunde Oberfläche eliminiert und die Kraft in die Nähe der verdächtigen Stelle des Stabes bringt.

Aber der kleine Stab ist nur eine Ausnahme. Der normale Stab ist jener von 160×30×30 mm. Der Berichterstatter sagt uns aber nicht, warum er diesem Stab den Vorzug vor den kleineren gegeben hat. Diese großen Stäbe sind ja doch teuer sowohl durch ihre Herstellung als auch durch den Apparat, den sie erfordern und, was noch viel wichtiger ist, sie verbergen die kranken Partien des Stabes unter einer Hülle besserer Materialqualität, so daß sie ein mittleres Maß und nicht, was allein zu wissen wichtig ist, ein Maximum der Brüchigkeit angeben.

Form der Kerbe.

Das Loch von 4 mm wurde als das kleinste angegeben, das man noch bequem bohren kann. In der Tat es ist nicht leicht, kleinere Löcher zu bohren und die Brüchigkeit würde nicht deutlicher zum Ausdruck kommen. Doch die Kommission gibt selbst zu, daß es besser wäre, eine scharfe Einkerbung (siehe Seite 228 der Übersetzung) zu empfehlen; aber sie setzt bei, daß

Digitized by Google

es sehr schwer ist, eine solche gleichmäßig herzustellen und die geringste Abrundung im Grunde der Kerbe das Ergebnis beeinflußt. Wohl! Aber warum wählte man nicht nur den Sägeschnitt? In einem von uns dem Kongreß des Jahres 1900 vorgelegten Bericht haben wir gezeigt, daß diese Art der Einkerbung in den Dimensionen des Schnittes, und zwar sowohl der Länge als auch der Tiefe nach, wesentliche Abweichungen zuläßt, ohne daß daraus praktische Unzukömmlichkeiten hervorgehen würden. Und seit 10 Jahren hat die Industrie bei vielen Millionen von Probestäben die Richtigkeit unserer Beobachtungen bestätigt.

Zu den Schlußfolgerungen aus den Versuchen.

Wir lesen auf Seite 211 der Übersetzung. Es ist selbstverständlich unnötig, den Pendel bis zur vollen Höhe aufzuziehen. Die Erfahrung hat uns gezeigt, daß das Probeergebnis dasselbe ist, gleichgültig, ob der Pendelhammer aus 1 m oder 4 m Höhe herabfällt.

Daß dies für viele Stahlgattungen zutrifft und insbesondere für jene, welche den Versuchen der deutschen Kommission zugrunde gelegt wurden, werden wir niemals bezweifeln und wir haben dies auch selbst am Kongresse des Jahres 1900 (Seite 439) gesagt. Wir haben aber Stahlarten gefunden, bei denen die Ergebnisse bei Höhen von 1 und 4 m differierten. Das war der Grund, der uns gezwungen hat, die Fallhöhe von 4 m als Minimum festzusetzen.

Um kurz zusammenzufassen, müssen wir sagen, die vom deutschen Verbande und vom Kopenhagener Kongresse beschlossenen Bedingungen sind geeignet, die Brüchigkeit, welche durch die Proben festgelegt werden soll, in stark unrichtiger Weise kenntlich zu machen.

Wir verweisen darauf, daß die richtigen Bedingungen, deren Einhaltung notwendig ist, die nachstehenden sind:

Für das Instrument:

1. Eine minimale Schlaghöhe von 4 m oder eine entsprechende Schlaggeschwindigkeit.

2. Das Gewicht der Schabotte mindestens 40 mal so groß wie das Gewicht des Hammers.

3. Rasche und leicht in Gegenwart und über Aufforderung des Übernahmsbeamten durchzuführende Messung.

Digitized by Google

Für den Probestab:

Möglichst kleine Abmessungen; z. B. 35×10×8 mm, die geeignet sind, das Minimum der Qualitätszahlen zu geben und nicht Mittelwerte.

Um in einem Stück die Lage des Probestabes festzustellen, sind die verdächtigsten Stellen zu suchen und zwar, wenn man sie nicht schon vorher kennt, durch eine makroskopische Untersuchung. Dieser letztere Punkt, ein Punkt größter Wichtigkeit, ist in den deutschen und internationalen Berichten gänzlich übersehen worden. Der deutsche Bericht erwähnt nur, daß Überhitzung die Ursache von Brüchigkeit ist und sagt kein Wort von der Seigerung.

Für diejenigen, welche sich selbst ein Urteil bilden und meine Vorschriften mit jenen des Kopenhagener Kongresses vergleichen wollen, würde ich empfehlen, vor allem die nach dem offiziellen Verfahren gewonnenen Probestäbe einer raschen makroskopischen Untersuchung zu unterziehen. Es genügt dazu eine Behandlung mit einer weichen Feile, ein oberflächliches Polieren der Probestäbe mit Schmiergelpapier und ein Angriff der polierten Flächen mittels einer durch Pinsel aufgetragenen Jodlösung oder einer äquivalenten Reaktionsflüssigkeit.

Man wird oft schon auf diese Weise die Heterogenität der Stücke und die Gegenwart von Mängeln feststellen können.

Für diejenigen aber, welche weitergehen wollen und können, erübrigt es nur, aus den auf solche Weise als verdächtig gekennzeichneten Stellen kleine Probestäbe zu entnehmen und sie nach meinen Angaben zu erproben oder erproben zu lassen.

Viele Materialübernehmer, welche die Güte hatten, meinen Ratschlägen zu folgen, waren in der Lage festzustellen, daß die offiziellen Vorschriften nicht entsprechenden Stahl sehr oft unerkannt gelassen haben.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IV3

EINIGE BEOBACHTUNGEN ÜBER DIE BRÜCHIGKEITSPROBE.

Von **M. Derihon**,

Vorsitzender des Aufsichtsrates der Hüttenwerke von G. Derihon, Lüttich (Belgien) und Jeumont (Frankreich).

(Übersetzt von J. Lamort.)

Wir halten es für nützlich, einige Versuchsbeobachtungen zu veröffentlichen, die wir, seitdem wir die Probe auf Brüchigkeit als Abnahmeverfahren der von uns hergestellten Stähle und Schmiedestücke benützen, gemacht haben.

Seit 1904 wenden wir den Frémontschen Fallhammer sowie Frémonts Probestab für unsere Proben an, und die Erfahrungen, welche wir mit beiden machten, haben uns, wie wir hier sofort erklären wollen, dazu bewogen, dieses Probeverfahren nicht mehr zu verlassen.

Wir bemerken, daß unser Laboratorium, obschon es in betreff der mechanischen Proben ziemlich vollständig eingerichtet ist, kein wissenschaftliches Laboratorium, sondern ein mit der Fabrikation innig verbundenes Hilfsinstitut ist.

Gegenwärtig übernehmen wir, abgesehen von den zur Ausführung gelangenden chemischen Analysen, den Zerreißproben, Kugeldruckproben usw. monatlich 80 bis 100 Tonnen Stahl stabweise vermittels der Brüchigkeitsprobe. Wenn wir hinzufügen, daß wir bei gewissen von uns hergestellten Qualitätsstücken, wie bei Automobilachsen und -steuerhebeln für jedes Stück eine Brüchigkeitsprobe herstellen, wird man gerne glauben, daß wir dazu gelangt sind, monatlich 10 bis 12.000 Proben zu untersuchen.

Dieser Umstand hat uns entschieden eine gewisse Erfahrung in Proben dieser Art verschafft und hat es uns ermöglicht, zu einigen praktisch wichtigen Schlüssen zu gelangen.

Digitized by Google

Vor allem drängt sich die Frage auf: Ist die Prüfung auf Brüchigkeit wirklich so streng und so unzuverlässig, wie man allgemein glaubt?

Nein. Wir glauben im Gegenteil, daß man es nach einigem Probieren vollständig erreicht, daß sich alle Stähle von guter Mittelqualität als nicht brüchig erweisen.

Es ist dies nur eine Frage der thermischen Behandlung. Alle mit Schwefel oder Phosphor verunreinigten oder von Lunker erfüllten Stähle werden sich zweifellos stets, was man auch immer versuchen möge, als brüchig zeigen; doch ein guter Normalstahl ist bei richtiger Behandlung wohl hart, nie brüchig.

Sowohl zu Anfang unserer Versuche, als auch jetzt benutzten wir außer gewissen, feinen Stählen besserer Qualität viele Siemens-Martinstähle verschiedener Gattungen, deren Qualität fast immer dieselbe geblieben ist.

Nun hatten wir unter den geprüften Stücken anfangs 20, 30, sogar 40% Ausschuß infolge Brüchigkeit, während wir für das ganze Jahr 1911 einen mittleren Ausschuß von nur 3 Stücken auf Tausend festgestellt haben.

Dieses Ergebnis ist einzig und allein die Folge der Fortschritte, welche wir dem in Rede stehenden Prüfungsverfahren bei der Anwendung der thermischen Behandlung auf die von uns geschmiedeten Stahlstücke verdanken. Wir können wohl sagen, daß uns die Brüchigkeitsprobe einen wahren Dienst dadurch geleistet hat, daß sie uns zu einer solchen Gleichmäßigkeit der Resultate gelangen ließ.

Kann man sagen, daß ein Prüfungsverfahren, welches nur drei Zehntel vom Hundert Ausschuß ergibt, in der Praxis nicht angewendet werden kann?

Man muß ohne Zweifel mit den Schlagproben vertraut sein, und darf schließlich den nur auf Ungleichmäßigkeiten in der Beschaffenheit des Metalls zurückzuführenden Schwankungen in den Resultatsziffern keine zu große Bedeutung beilegen.

Eine gegebene Stahlsorte muß man z. B. als brüchig bezeichnen, sobald die Prüfung weniger als 40 kgmm Schlagarbeit ergibt, und als nicht brüchig im Falle günstigerer Resultate; man darf aber nicht versuchen, die Qualitäten proportional den erhaltenen Ziffern abzustufen.

Wir glauben, daß das Streben nach einer solchen Genauigkeit dazu geführt hat, den schweren Probestab gegenüber kleinerer Probestäbchen zu bevorzugen.

Digitized by Google

Ohne Zweifel gibt der Probestab von stärkerem Querschnitt viel leichter vergleichbare und rationeller scheinende mittlere Resultate, er hat jedoch den Fehler, die Schwächen des Materiales nicht zu zeigen, während dieselben von der kleineren Probe, verbunden mit makrographischer Untersuchung, unbarmherzig gebrandmarkt werden.

Wir wollten übrigens diesbezüglich das Gewissen rein haben.

Wir haben zu diesem Zwecke einer Schmelzung Stahl, welche auf Grund der Versuche mit dem Frémontschen Probestabe zurückgewiesen wurde, Stangen entnommen und aus jeder derselben zwei Probestäbe 30×30 nach Kopenhagener Type herausgearbeitet. Wir haben mit dem Charpyschen Fallhammer die folgenden Resultate erhalten:

Stab	Nr.	1:	75	kgmm	und	75	kgmm
„	„	2:	23	„	„	26	„
„	„	3:	7·5	„	„	8	„
„	„	4:	23	„	„	20·5	„
„	„	5:	41·7	„	„	41·7	„
„	„	6:	75	„	„	75	„

Verwirft man die Stähle, welche weniger als 20 kgmm geben, so wird Stab Nr. 3 allein verworfen werden, vielleicht auch Stab Nr. 4. Dennoch waren alle schlecht, denn abgesehen von den Proben nach Frémont, durch welche alle verurteilt werden, zeigte die makroskopische Untersuchung die Gegenwart schwerwiegender Lunkerbildung.

Es scheint uns daher nicht gewagt, zu behaupten, daß wir ohne die Frémontsche Probe zur Gebrauchnahme von Stählen schlechter Qualität verleitet worden wären.

Selbstverständlich bietet der schwere Probestab nicht immer Aussicht auf gute Ergebnisse; er zeigt doch gewisse Ursachen der Brüchigkeit an, es scheint uns jedoch als entschleierte er dieselben nicht immer und nicht mit derselben Strenge, wie die kleine Probe.

Da jedoch die Ursachen der Brüchigkeit oft lokal sind, scheint es besser, dieselben zu isolieren, als sie in der Masse des Metalls aufgehen zu lassen.

Was uns persönlich anbetrifft, so liegt der große Vorwurf, den wir dem Probestab 30×30 machen müssen, darin, daß er wegen seiner großen Abmessungen als Übernahmsprobe der von uns hergestellten Schmiedestücke unbrauchbar ist.

Digitized by Google

Wir wissen wohl, daß der Kopenhagener Kongreß in solchen Fällen die Anwendung eines zur Hälfte eingekerbten Probestabes von 10×10 befürwortet. Wir haben es jedoch, wie wir eingestehen wollen, vorgezogen, den Probestab der Type Frémont von 10 × 8, auf einen Millimeter eingekerbt, beizubehalten.

Er bietet erstens den Vorteil, da er flach ist, die Richtung der Metallfasern erkennen zu lassen. Er ist außerdem weniger kostspielig und leichter herzustellen, denn das kleine Loch, welches die Einkerbung der Probe 10 × 10 begrenzt, ist schwierig fortlaufend herzustellen; wir kennen mehrere Laboratorien, welche diese Einkerbungsart wegen der bei Herstellung in der Werkstätte auftretenden Schwierigkeiten verlassen haben.

Was den scharfwinkligen Einschnitt betrifft, so gestehen wir, daß wir uns nie damit beschäftigt haben. Nie konnten wir trotz der beträchtlichen Zahl der durchgeführten Versuche feststellen, daß die schlechten Resultate der Einkerbung zuzuschreiben waren. Bricht die Probe unter Anwendung nur geringer Schlagarbeit, so ist der Stahl brüchig, und da wir bei unseren Stücken nur $^{3}/_{10}{}^{0}/_{0}$ Ausschuß haben, glauben wir diese kurze Erörterung nicht weiter verfolgen zu brauchen.

Obgleich wir nicht die Diskussion über die zur Schlagprobe anzuwendenden Apparate eröffnen wollten, wollen wir uns doch gestatten, unser Urteil abzugeben, das wohl nicht auf wissenschaftlichen Betrachtungen, sondern auf unserer persönlichen Erfahrung als Schmiede und Metallarbeiter fußt.

Frémont behauptet, daß nur sein Fallhammer oder ein ähnlicher Apparat imstande ist, die Brüchigkeit unter allen Umständen anzuzeigen.

Wir sind Spezialisten in der Benützung von Hämmern, da unsere Schmiedearbeit vermittelst Dampfhämmern und Fallhämmern ausgeführt wird. Nach unserer Erfahrung sind die Schlaggeschwindigkeit und die Größe der Masse, welche den Schlag aufnimmt, von größter Bedeutung.

Die Wichtigkeit dieser beiden Faktoren ist eine solche, daß sie es eigentlich sind, welche die Arbeit unserer Fallhämmer praktisch begrenzen.

Da die Matritzen aus sehr hartem, mehr oder weniger sprödem Stahl bestehen, widerstehen dieselben nicht und brechen jedesmal, wenn die Fallhöhe zu groß ist oder der Schlag zu hart

Digitized by Google

auftrifft. Infolge obiger Feststellungen sind wir endlich dazu gelangt, die Fallhöhe, unter Gewichtserhöhung der fallenden Masse, zu begrenzen und unter die Chabotte eine Unterlage aus Holzbohlen einzubringen, so daß der Schlag elastisch aufgefangen wird.

Dies ist natürlich auf Kosten des Nutzeffektes geschehen, da ein Hammerbär von 500 kg bei 4 m Fallhöhe weit ökonomischer ist, als ein Bär von 1000 kg, bei 2 m Fallhöhe.

Wir glauben daher den Worten Frémonts, daß ein Apparat, der keine genügende Schlaggeschwindigkeit besitzt, oder dessen Chabottemasse nicht genug groß ist, nicht unter allen Umständen die Brüchigkeit des geprüften Metalls anzeigt.

Wir schließen hieraus, daß der Kongreß, wie es der Kopenhagener Kongreß kluger Weise getan hat, keine bestimmte Apparattype für Schlagproben befürworten sollte, daß er jedoch die Aufmerksamkeit auf den Einfluß lenken sollte, welche die Schlaggeschwindigkeit und die Masse bzw. Chabotte, welche den Schlag aufnimmt, auf das Resultat nimmt.

Zusammenfassung.

Der Autor legt dar, daß er die Brüchigkeitsprobe als einzige allgemeine Methode für die Materialübernahme seiner Werke angenommen hat. Seine Erfahrungen unterstützten die Behauptung, daß die Brüchigkeitsprobe viel weniger streng ist, als man allgemein glaubt; dieses Verfahren macht es möglich, durch geeignete Auswahl fortlaufend nicht brüchiges Stahlmaterial zu erzeugen.

Der Autor zieht die kleinen Probestäbe nach Frémont vor, da sie die lokalen Fehler, die Ausgangspunkte künftiger Risse, anzeigen. Er spricht auch der Schlaggeschwindigkeit große Wichtigkeit zu, desgleichen der Chabottemasse, welche beide groß sein müssen, wenn man von der Probe die sichere Angabe der Materialbrüchigkeit wünscht.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IV4

KERBSCHLAGPROBEN MIT ZÄHEN STAHLSORTEN.

Von Dr. techn. **August Geßner,**

Ingenieur der Skodawerke, Aktiengesellschaft in Pilsen.

Nach den Beschlüssen des letzten Kongresses des Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik zu Kopenhagen sind Kerbschlagproben mit Stäben von 30 × 30 mm Kantenlänge und Rundkerb von 4 mm Durchmesser auszuführen, welche durch einen Schlag des Fallhammers gebrochen werden sollen. Nach den Ausführungen von Dr. Ehrensberger*) ist das nach den Normalien des Deutschen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik gebaute Pendelschlagwerk von 75 kgm Arbeitsinhalt für das Zerbrechen der Proben durch einen Schlag im allgemeinen ausreichend, während die größte Type mit 250 kgm Arbeitsinhalt „meist nur für besonders zähe Spezialstähle zur Anwendung kommen muß." Die Versuche mit einem von der Firma Mohr & Federhaff in Mannheim gebauten Schlagwerk von 75 kgm Arbeitsinhalt haben jedoch gezeigt, daß man auch mit Kohlenstoffstählen, soferne es sich um Qualitätsmaterial handelt, bald an jene Grenze gelangt, bei welcher der Hammer die Probe nicht mehr zu durchschlagen vermag, sodaß ein Ergebnis im Sinne der eingangs erwähnten Bestimmungen nicht erreicht werden kann. Es war daher notwendig, für die Untersuchung zäher Stahlsorten auf eine schwächere Probenform überzugehen. Nach den Beschlüssen des Kopenhagener Kongresses ist es bei Blechen gestattet, die Proben mit geringerer Dicke auszuführen; es wurden daher bei unseren

*) Zeitschrift des Vereines deuscher Ingenieure 1907.

Digitized by Google

Versuchen Stäbe von 10 × 30 mm Querschnitt verwendet, während alle übrigen Dimensionen der Form des Normalstabes genau entsprechend eingehalten wurden. Bei Durchführung einer sehr großen Zahl von Kerbschlagversuchen mit Proben dieser Form haben sich nun interessante Erscheinungen gezeigt, über welche im folgenden kurz berichtet werden soll.

Um zunächst festzustellen, wie sich die Brucherscheinungen bei zähen Stählen während des Durchschlagens entwickeln, wurden Proben aus einem Kohlenstoffstahl von 51·2 kg/mm² Streckgrenze, 64·1 kg/mm² Zugfestigkeit, 20·1% Dehnung und 71·1% Kontraktion mit wachsenden Schlagarbeiten geschlagen.

Tafel 1.

Stab-Nr.	Aufgewendete Schlagarbeit in Kilogrammmeter	Überschüssige Energie des Hammers nach dem Schlage in Kilogrammeter	Spezifische Schlagarbeit in kgm cm²	Biegewinkel in Grad	Brucherscheinung
1	15	—	10·1	15	—
2	25	—	17·1	27	Kleiner Riß am Grunde der Kerbe
3	35	—	23·2	43	Riß nach Linie a—b (Abbildung 1, Fig. 1) durch die ganze Breite der Kerbe
4	40	—	27	107	Riß nach Linie a—b bis zur Mitte des Kerbquerschnittes, dann nach b—c bis fast zum Rande, wo das Material noch zusammenhängt. (Abb. 1, Fig. 2)
5	45	4·01	27·7	—	Trennung des Materials entsprechend der Linie a—b—c. Der Probestab ist völlig durchgeschlagen

Der Bruch erfolgte daher, ausgehend von der Kerbe, etwa nach den Spannungs-Trajektorien der Hauptschubspannungen des auf Biegung beanspruchten Stabteiles. Etwa in der neutralen Schichte tritt ein Richtungswechsel ein, wobei die Tangenten an die Rißlinie einen Winkel von annähernd 90° einschließen. Diese Art der Brucherscheinung kann bei zähem Material sehr häufig

Digitized by Google

beobachtet werden; sie wurde als Bruchform A bezeichnet. Diese Bruchform bildet jedoch nicht ausschließlich die Regel, vielmehr tritt häufig der Fall ein, daß sich kein Richtungswechsel der Rißlinie einstellt, der Riß daher in der Richtung des ersten Anbruches sich weiter fortpflanzt bis zum völligen Bruch des Stabes. Es entsteht dann eine Art Horn, wie dies der in Abbildung 1, Fig. 3 dargestellte Stab 6 mit Rißlinie a b c zeigt, der aus demselben Material hergestellt ist, wie die Stäbe 1 bis 5. Diese Art der

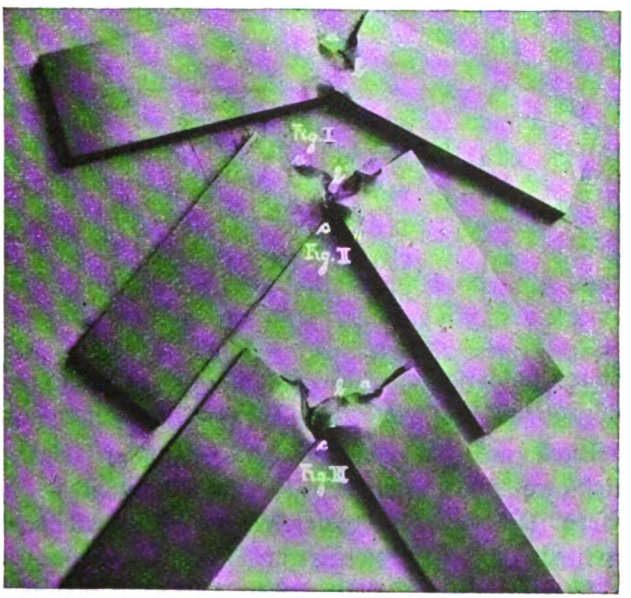


Abb. 1.

Brucherscheinung wurde als Bruchform B bezeichnet. Es ist von vornherein zu erwarten, daß im Falle B die spezifische Schlagarbeit, die als Kerbzähigkeit bezeichnet und auf den kleinsten Querschnitt des Stabes im unbeanspruchten Zustande bezogen wird, größer sein muß, als im Falle A, weil der Hammer die Materialtrennung längs eines größeren Bruchquerschnittes leisten muß. Tatsächlich ergibt sich eine Kerbzähigkeit von 30·3 gegen 27·7 kgm/cm² bei Stab 5. Die vorliegende Erscheinung wurde an einer sehr großen Reihe laufender Erprobungen an Parallelproben beobachtet, aus deren Ergebnissen in der folgenden Zahlentafel 2

Digitized by Google

Zahlentafel 2.

Nr.	Material	Zerreißproben				Kerbzähigkeit in kgm/cm²	
		Streckgrenze in kg/mm²	Zugfestigkeit in kg/mm²	Dehnung in Prozenten ($l = 10\,d$)	Kontraktion in Prozenten	Bruchform A	Bruchform B
1	aus dem Martinofen erzeugte Kohlenstoffstähle	33·5	48·6	28·0	76·8	34·4	nicht durchgeschlagen
2		51·3	66·0	17·3	71·1	35·3	
3		53·9	72·5	18·2	67·7	23·6	32·1
4		54·9	74·8	16·0	63·1	20·1	25·2
5	aus dem Martinofen erzeugte Spezialstähle	57·9	68·6	16·4	67·4	30·3	46·3
6		63·4	74·2	15·8	69·1	31·3	41·6
7		64·6	74·7	15·7	69·1	31·6	34·0
8		62·3	75·3	17·1	68·3	32·5	37·1
9		66·7	78·1	15·7	65·1	25·5	29·8
10		71·0	81·9	15·9	65·2	32·2	34·5

eine Reihe charakteristischer Fälle samt den zugehörigen Werten der Zerreißproben (Mittelwerten aus 2 Proben) zusammengestellt sind.

Ein Blick auf die vorstehende Zahlentafel zeigt, daß die nach Bruchform A gebrochenen Proben durchwegs niedrigere Werte liefern. Die Differenzen der Werte der Parallelproben sind sehr verschieden und erreichen im höchsten Falle 50% des kleineren Wertes. Die Größe dieser Differenz hängt von der Intensität ab, mit welcher sich die Brucherscheinung B ausbildet, also vom Querschnittsinhalt der Trennungsfläche des Materials. Die größte Differenz wurde bei 2 Proben aus Schmiedebronze beobachtet, bei welcher eine Probe unter bedeutender Hornbildung einen viermal größeren Wert lieferte. Da die Grenzen sehr schwer zu ziehen sind und zwischen den beiden Brucherscheinungen eine Reihe von Zwischenstufen auftreten, so ergibt sich hinsichtlich der Bewertung der Ergebnisse eine beträchtliche Unsicherheit. Da die Proben stets sehr sorgfältig geschliffen und mit genau kalibrierter Bohrung versehen waren, so erscheint eine Beeinflussung durch die Probenform ausgeschlossen; auch das Aussehen der Bruchflächen, die durchwegs fehlerfrei waren, läßt keinen

Digitized by Google

Rückschluß auf die Ursache der Entstehung der verschiedenartigen Bruchformen bei ein und demselben Material zu.

Neben der eben beschriebenen macht sich aber noch eine zweite Störungserscheinung unliebsam bemerkbar. Die Probestäbe aus zähem Stahl zeigen nach erfolgtem Bruch häufig an den dem Hammer zugekehrten Schmalseiten starke lokale Verletzungen, die von der Hammerschneide herrühren. In Abbildung 2, Fig. 1 ist die Form der Hammerschneide dargestellt, die im Pendel des normalen Fallwerkes eingesetzt ist. Sobald die Probe einen Biegewinkel gleich dem Winkel α der Schneide erreicht hat, preßt sich die Schneide mit den Kanten a und b ein, während die Berührung bei s aufhört. Da die Proben überdies durch die nur 120 mm betragende Auflagerweite an den Auflagern geklemmt werden, so tritt eine völlig veränderte Art der Beanspruchung ein. Die noch zusammenhaltenden Fasern werden nicht durchgebrochen, sondern förmlich zerrissen. Dieser Vorgang bleibt nicht ohne Einfluß auf das Ergebnis; bei Materialien mit ausgesprochener Sehne in der Längsrichtung der Probe, vermag der Hammer die Probe überhaupt nicht mehr durchzuschlagen. In Abbild. 3, Fig. 1 ist eine derartige Probe dargestellt; trotz der aufgewendeten spezifischen Schlagarbeit von 50 kgm/cm² ist der Materialzusammenhang noch sehr beträchtlich, sodaß zum völligen Zerbrechen der Probe eine Energiemenge erforderlich wäre, welche die im Durchschnitt beobachteten Werte um das Doppelte übertrifft. Die Verletzungen durch die Kanten der Schneide sind im Bilde deutlich sichtbar Die Größe des Energieverlustes, der durch die geschilderte Erscheinung eintritt, läßt sich nicht bestimmen, ist aber jedenfalls nicht unbeträchtlich, wie folgende Versuchsreihe zeigt. Es wurde eine zweite Schneide nach Abbildung 2, Figur 2 hergestellt, deren Formgebung das Einpressen der Kanten vermeidet und dem Probestab gestattet, einen größeren Biegewinkel anzunehmen. Mit den beiden Schneiden wurden nun Parallelversuche mit einem Material von 39 kg/mm² Streckgrenze, 51·6 kg/mm² Zugfestigkeit,

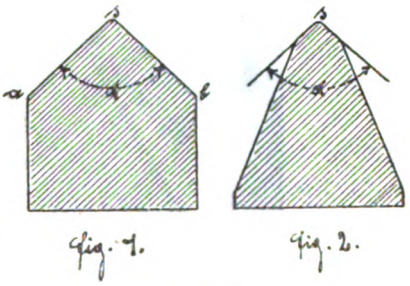


Abb. 2.

Digitized by Google

23·8% Dehnung und 78·4% Kontraktion derart durchgeführt, daß je 3 Stäbe mit den Schneiden nach Fig. 1 und 2 geschlagen wurden. Der Hammer schlug in allen sechs Fällen die Proben

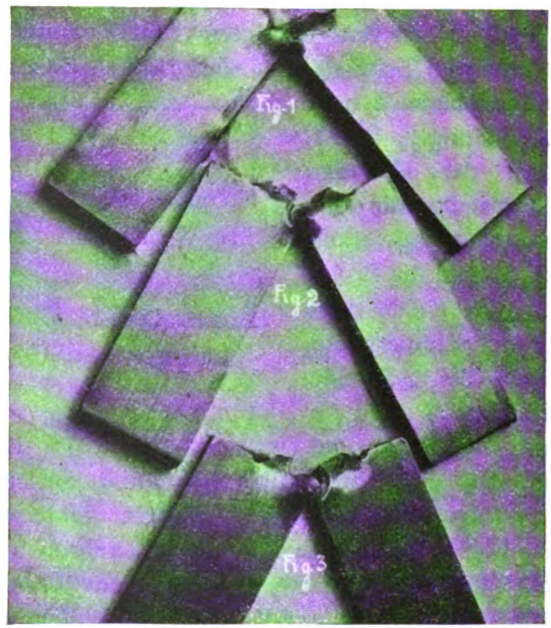


Abb. 3.

durch die Chabotte durch, ohne sie völlig zu zerbrechen. In Abbildung 3, Fig 2 ist eine mit der Schneide 1, in Fig. 3 eine mit der Schneide 2 durchgeschlagene Probe abgebildet. Die Bruchformen entsprechen in allen Fällen der Bruchform A.

	Kerbzähigkeit in kgm/cm²			Mittelwert
Geschlagen mit Schneide 1	42	41·4	40·2	41·6
„ „ „ 2	31·3	35·2	32·6	33

Wie man sieht, liegt der Mittelwert, die Kerbzähigkeit, bei den mit Schneide 1 geschlagenen Stäben um 26% höher als der Mittelwert, der mit Schneide 2 geschlagenen. Dazu kommt, daß die letzteren Proben einen größeren Biegewinkel zeigten, während der Materialzusammenhalt nach dem Durchschlagen bedeutend ge-

Digitized by Google

ringer war, als bei den mit Schneide 1 geschlagenen Stäben, was dem ziffernmäßigen Ergebnis direkt widerspricht.

Bei der Normalprobenform von 30 mm Breite treten die vorstehend beobachteten Erscheinungen etwas weniger scharf hervor, doch wurden Brucherscheinungen mit ausgesprochener Hornbildung nach Bruchform B namentlich bei Bronzen, Einpressung der Schneidenkanten bei geschmiedeten Stählen, die durch mehrere Schläge zum Bruch gebracht wurden, wiederholt beobachtet.

Es unterliegt daher nach dem Gesagten die Gewinnung von vergleichbaren Resultaten bei Kerbschlagproben mit zähem Material ganz bedeutenden Schwierigkeiten; eine Ergänzung der Bestimmungen für die Durchführung dieser Proben könnte in dieser Richtung wohl zu anderen Resultaten führen. So werden bei Kerbschlagproben mit scharfen Kerben die geschilderten Erscheinungen kaum eintreten; bekanntlich begegnet man jedoch bei scharf gekerbten Stäben anderen Schwierigkeiten. Es kann nicht geleugnet werden, daß die Kerbschlagprobe in gewissen Fällen zu einer anderen Beurteilung des Materiales führt als die Zerreißprobe und namentlich über abnormale Brüchigkeit im kaltverletzten Zustand Aufklärung verschafft, wenn schon diese Fälle nicht so häufig aufzutreten scheinen, als man bei Einführung der Kerbschlagprobe wohl angenommen hat. Es frägt sich nur, ob sich die Erscheinung großer Sprödigkeit nicht durch einfachere Proben, wie sie etwa die Heyn'sche Biegeprobe darstellt, mit hinreichender Sicherheit feststellen läßt.

Zusammenfassung:

Vergleichende Versuche mit Kerbschlagproben der Normal-Form von 10 mm Dicke, aus zähen Stahlsorten, haben ergeben, daß das ziffernmäßige Ergebnis, die Kerbzähigkeit, durch die Erscheinung der Bruchform erheblich beeinflußt wird, so daß bei ein und demselben Material Differenzen bis zu 50% auftreten. Bei zähen geschmiedeten Stählen tritt überdies durch Verletzungen, die durch die Hammerschneide des Normalpendelschlagwerkes hervorgerufen werden, namhafte Beeinflussung der Ergebnisse ein, die bei einer Versuchsreihe mit einer zweiten Schneidenform, welche die Verletzungen vermied, zu Differenzen von 26% geführt haben.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IV5

SPEZIFISCHE SCHLAGARBEIT.

Bericht über einen Apparat zur Durchführung von Kerbschlagproben mit einer Vorrichtung, um die nach dem Bruch des Probestabes zurückbleibende lebendige Kraft des Hammerbären zu messen. — Angaben über die mit Hilfe dieses Apparates festgestellten Veränderungen in der spezifischen Schlagarbeit der Metalle.

Aus der Versuchsanstalt der Eisenbahn-Gesellschaft Paris-Lyon-Méditerrané, Paris.

Der Apparat, den wir zur Messung der spezifischen Schlagarbeit der Metalle konstruiert haben, besteht aus zwei verschiedenen Teilen:

Dem Hammerbären und

dem Schreibapparat, der die Geschwindigkeit des Bären unmittelbar nach Bruch des Probestabes mißt.

Nº1

Auf nachstehender Figur ist dieser Apparat perspektivisch abgebildet.

1. Hammerbär.

Er ermöglicht, ohne Unterschied sowohl Probestäbe mit runder Kerbung, Type P-L-M (Skizze Nr. 1), wie sie in dem von Vanderheym, Aufsichtsingenieur der P.-L.-M.-Gesellschaft, auf dem Budapester Kongreß veröffentlichten Bericht beschrieben wurden, als auch die Probestäbe der Type Charpy, deren Form und Abmessungen auf dem Kopenhagener Kongreß festgelegt wurden, durch Schlag zu brechen.

Digitized by Google

Die angewendeten Bärkonstruktionen sind mit Armen versehen, mit deren Hilfe die beweglichen und als Stromunterbrecher dienenden Reiter XX' aus ihrer Lage gebracht werden, so daß Stromunterbrechungen herbeigeführt werden, durch welche der Schreibapparat in Bewegung gesetzt wird.

2. Schreibapparat.

Bei geschlossenem Stromkreise wird ein aus dünnem Holze bestehendes Plättchen B, das entsprechend belastet ist, mit Hilfe einer Vorrichtung aus weichem Eisen und einen Elektromagneten A hochgehalten. Der letztere ist durch den Reiter X mit dem Strom eines Elementes verbunden. Das Plättchen B ist mit einer Zinkfolie umwickelt und erhält beim vertikalen Falle Führung durch zwei Drähte.

Ein zweiter Elektromagnet J, der mit dem Stromkreis eines Elementes durch den Reiter X' verbunden ist, zieht bei geschlossenem Stromkreise mit Hilfe einer Vorrichtung aus weichem Eisen einen Arm L an. Dieser Arm kann sich frei bewegen und trägt an seinem Ende einen Anilinschreibstift P. Eine gegenwirkende Feder erleichtert das Auslösen, sobald der Kontakt unterbrochen ist, und ein Gummiring S sichert einen genügenden Druck des Stiftes P auf dem Brettchen B.

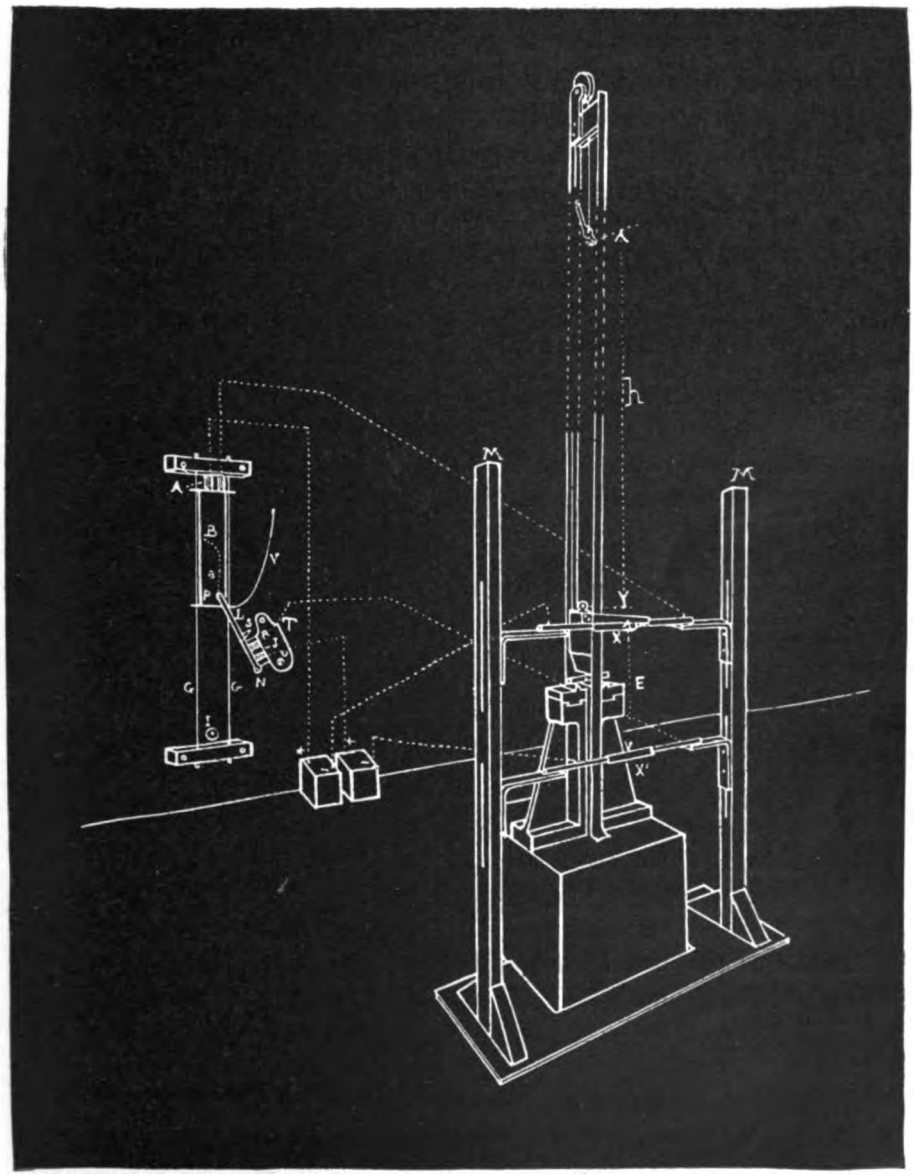
Das Funktionieren des Apparates.

Die Stellung des Reiters X wird so geregelt, daß der Arm des Bären, wenn die Bahn des Bären auf dem Probestab aufliegt, den Reiter beinahe berührt (Spiel von etwa 1 mm). Die Stellung des Reiters X' ist so gewählt, daß dessen Entfernung vom Reiter X = E ist.

Haben die beiden Reiter X und X' ihre normalen Stellungen eingenommen, so bleibt das Brettchen B in gehobener Stellung und der Arm L wird gegen den Elektromagneten J hingezogen.

Fällt nun der Bär aus einer Höhe herab, so bricht er vorerst den Probestab und bringt den Reiter X vermittels des Armes aus seiner Lage; das Brettchen B fällt und der Stift beschreibt eine Vertikale auf der Zinkfolie. Sodann fällt der Bär tiefer herunter, verschiebt den Reiter X', der Arm L wird ausgelöst und die Spitze des Stiftes beschreibt einen die Vertikale e tangierenden Kurvenbogen.

Digitized by Google



Digitized by Google

Aus der Länge der vertikalen Spur e berechnet man die unmittelbar nach dem Bruch des Probestabes zurückbleibende Geschwindigkeit des Bären.

Nehmen wir einstweilen an, der Apparat sei tadellos konstruiert, und vernachlässigen wir die auftretenden Reibungskräfte.

Die Zeit, während welcher der Bär die Entfernung E zwischen X und X' zurücklegt (gleich 0·500 m), ist gleich der Zeit, während welcher das Brettchen die vertikale Projektion der Spur e des Stiftes auf dem Zinkplättchen zurücklegt.

$$t = \sqrt{\frac{2e}{g}} \qquad (1)$$

Andererseits lautet die Bewegungsgleichung des Bären:

$$E = 0{\cdot}5 = V_0 t + \frac{1}{2} g t^2 \qquad (2)$$

Setzen wir den für t in (1) gegebenen Wert in (2) ein:

$$V = (0{\cdot}5 - e)\sqrt{\frac{g}{2e}} \qquad (3)$$

Die zurückbleibende lebendige Kraft des Bären beträgt:

$$\frac{1}{2} m V_0^2 = \frac{1}{2} \frac{P}{g} V_0^2 = \frac{P}{4} \cdot \frac{(0{\cdot}5 - e)^2}{2} \qquad (4)$$

Es ist demnach die zum Bruch des Probestabes aufgewendete Arbeit gegeben durch die einfache Formel:

$$T = Ph - \frac{P(0{\cdot}5 - e)^2}{4e} \qquad (5)$$

Es ist jedoch bequemer, ihr eine andere Form zu geben:

Die im Hammerbären zurückbleibende Arbeit ist gleich der Arbeit des gleichen Bären, mit einer Fallhöhe $h' = \frac{(0{\cdot}5 - 2)^2}{4e}$, wir haben folglich

$$T = P(h - h') \qquad (6)$$

wenn

$$h' = \frac{(0{\cdot}5 - e)^2}{4c} \qquad (7)$$

Mit Hilfe der Gleichung (7) wird man eine Tabelle zusammenstellen können, aus der die Werte h' für die Werte von e, von Millimeter zu Millimeter, gegeben sind.

Digitized by Google

Überprüfung und Richtigstellung.

Man läßt den Fallbären frei aus einer Höhe h' fallen, ohne den Probestab zu zerschlagen. Dieser Höhe h' entspricht eine vertikale Spur von der Länge e. Man wird hiebei wahrnehmen, daß infolge der Reibung des Stiftes auf dem Brettchen die beobachtete Spur des Stiftes kürzer ist, als sie sein sollte

Wenn man die Entfernung E der beiden Reiter X und X' entsprechend regelt (vorausgesetzt, daß man in der Berechnung den ursprünglichen Wert 0·500 beibehält), so erhält man Längen von e, die ganz genau den theoretischen, aus der Gleichung (7) hervorgehenden Werten von h' gleich sind; dies gilt für alle in den Grenzen des Apparates möglichen Werte von h'.

Bei dem von uns konstruierten Apparate genügt es, die beiden Reiter X und X' auf 0·560 m statt 0·500 m voneinander zu entfernen, damit die Angaben des Schreibapparates genau den Fallhöhen des freien Bären — wie groß sie auch immer sein mögen — entsprechen.

Vorgehen bei der Probe.

Zuerst prüft man den Apparat, indem man den Bären ein- oder zweimal aus einer beliebigen Höhe h' frei herunterfallen läßt. Entspricht die erhaltene Spur e genau der durch die Zahlentafel für diese Höhe h' angegebenen Größe, so ist der Apparat in Ordnung; wenn nicht, so regelt man die Entfernung der beiden Reiter

Hierauf wird der Probestab der Type Charpy oder der Type P-L-M auf seinen Platz gelegt und die beiden Stromkreise vermittelst der Reiter X und X' geschlossen. Das Brettchen B wird durch den Elektromagneten A in die Höhe gehoben, zugleich der Kontakt zwischen den Armen L und dem Elektromagneten J hergestellt.

Um eine deutliche Spur zu erhalten, wird man am besten die Zinkplatte, welche das Brettchen überzieht, anfeuchten. Man läßt nunmehr den Bären aus einer Höhe h herunterfallen, die groß genug sein muß, damit der Bruch erfolgt, und mißt die Spur e. Auf der Zahlentafel findet man die diesem e entsprechende Höhe h'.

Die durch den Bruch verbrauchte Arbeit ist gleich

$$T = P\,(h - h').$$

Digitized by Google

Die spezifische Schlagarbeit ist durch die Gleichung gegeben:

$$R = P\frac{(h - h')}{S} \text{ in Kilogrammetern,}$$

wobei S den von der Basis der Kerbung an gerechneten (sich ergebenden) Querschnitt in Quadratzentimetern bezeichnet.

Studien über die Brüchigkeit.

Der im vorhergehenden beschriebene Apparat, der in seiner Funktion nichts zu wünschen übrig läßt, ermöglicht es uns, einige Beobachtungen über die Brüchigkeit des Stahles zu veröffentlichen.

Erste Beobachtung:

„Die wahre spezifische Schlagarbeit, d. h. jene Arbeit, die erhalten wird, wenn der Bär genau aus jener Höhe herabfällt, die erforderlich ist, um den Bruch des Probestabes herbeizuführen, ist immer kleiner als die Arbeit, die beobachtet wird, wenn der Bär aus einer bedeutend größeren Höhe fällt. Die Abweichung ist jedoch gering, wenn die Fallhöhe den doppelten Wert der zum Bruch notwendigen Minimalhöhe nicht übersteigt."

Unsere Versuche wurden an eingekerbten Stäben Type P-L-M vorgenommen, da diese billiger sind als die Charpyschen Probestäbe und mit Kerben versehen sind, die 30 mm voneinander entfernt sind. Man wird also an einem einzigen Stab eine bedeutend größere Anzahl von Versuchen vornehmen können und außerdem ist die Heterogenität zwischen zwei nahe aneinanderliegenden Einkerbungen von geringerem Einfluß als zwischen solchen, die weiter voneinander abliegen.

I. In einem gut ausgeglühten Stab aus Tiegelstahl von 53 kg Festigkeit erzielten wir 50 Einkerbungen, die 30 mm voneinander entfernt waren; von diesen wurden 7 dazu benützt, nach und nach jene Fallhöhe festzustellen, bei welcher noch der Bruch erfolgt. Diese betrug ungefähr 0·80 m und die entsprechende Schlagarbeit 10 kg.

Die 47 übrigbleibenden Kerben wurden der Reihenfolge nach numeriert und mit einem und demselben Bären gebrochen, während die Fallhöhen von 1·25 bis zu 4 m verändert wurden.

Bei den Probestäben Nr. 1, 11, 20, 29, 37 erfolgte der Bruch aus einer Höhe von 4 m, bei den Probestäben Nr. 2, 12, 21, 30, 38 aus einer Höhe von 3 m.

Digitized by Google

Die erhaltenen Resultate sind in der untenstehenden Tabelle 1 zusammengestellt.

Tabelle 1.

Schlaghöhe	Schlagarbeit in kg/m für die einzelnen Kerben des Probestabes					Mittlere Schlagarbeit für die verschiedenen Schlaghöhen
4 m	21·9	22·5	25·0	25·6	33·5	25·7
3 m	21·9	15·5	21·0	22·0	17·6	19·6
2·50	16·4	20·2	15·2	18·4	11·4	16·3
2·00	16·8	12·5	13·8	10·6	8·5	12·5
1·75	15·6	14·4	11·2	7·5	10·6	11·8
1·50	13·1	14·2	11·5	8·0	8·2	11·00
1·40	17·4	12·6	10·0	6·8	4·9	10·4
1·30	15·6	11·8	10·7	7·5		11·4
1·25	12·5	15·6	12·5	10·2		12·6

II. Derselbe Versuch wurde an 33 Probestäben, die auf dieselbe Art auf einem Flußeisenstab von 42 kg Festigkeit verteilt waren, wiederholt und bestätigte die vorstehenden Resultate.

Tabelle 2.

Schlaghöhe	Schlagarbeit in kg/m für die einzelnen Kerben des Probestabes					Mittlere Schlagarbeit für die verschiedenen Schlaghöhen
4 m	26·12	26·12	19·25	21·85		23·3
3·50	16·75	22·30	19·00	19·80	20·6	19·7
3·00	16·10	16·10	18·80	16·80	18·8	17·3
2·50	12·75	9·25	12·75	21·00	21·00	15·4
2·00	20·25	15·60	18·00	15·80		17·4
1·50	12·75	14·75	16·35	17·75		15·4
1·30	16·25	15·65	14·85	16·25	13·85	15·4
1·20	14·50	12·45	10·65	15·00	15·00	13·6

Das Gesetz, auf welches sich die erste Beobachtung bezieht, hat sich in der Folge immer wieder bestätigt; so haben wir bei unseren Proben als Regel aufgestellt (unsere Probestäbe enthalten zehn Einkerbungen), die vier ersten zu zerschlagen, indem wir den Bären aus einer Höhe von 4 m herunterfallen lassen, was uns die spezifische Schlagarbeit des Metalles für 4 m gibt. Die erhaltene Zahl liefert uns eine erste Angabe über jene Höhe, die unbedingt

Digitized by Google

erforderlich ist, um den Bruch herbeizuführen, wie man aus den vorstehenden Tabellen ersehen kann. Die folgende Einkerbstelle brechen wir durch, indem wir den Bären ungefähr aus dieser Höhe herunterfallen lassen, und bei den folgenden Kerbstellen vermindern oder erhöhen wir die Fallhöhe, um die im vorhergehenden definierte wahre spezifische Schlagarbeit zu bestimmen.

Beispiel: Ein geglühter Stahl von 58 kg Festigkeit und 23% Dehnung.

Phosphorgehalt: 0·039.

Tabelle 3.

Kerbungen	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Fallhöhe .	4·00	4·00	4·00	4·00	0·50	0·50	0·40	0·40	0·35	0·35
Schlagarbeit .	10·00	10 00	12·5	8 75	4·12	4·62	3·85	3·90	4·37	4·37
									Bruch nicht erfolgt	Bruch nicht erfolgt

Bei 4 m Höhe beträgt die Schlagarbeit im Mittel **10·4** kg/m. Die wahre Schlagarbeit ist größer als **4·21** kg/m, der Mittelwert der sechs letzten Versuche.

Diese Versuche zeigen, welch irrige Anschauung man sich von dem wirklichen Werte der spezifischen Schlagarbeit eines Metalles machen kann, wenn man mit unveränderlicher Fallhöhe arbeitet. Damit in einem unbekannten Metall der Bruch stets erfolge, muß man von einer großen Fallhöhe ausgehen und die von 4 m erweist sich in den meisten Fällen als geeignet. Wenn man nun mit einem spröden oder mittelspröden Material zu tun hat, findet man immer einen viel zu hohen Wert für die Schlagarbeit, was bei der Untersuchung eines neuen Metalles von großem Nachteil ist. In diesem Falle scheint es uns von Nutzen, immer zwei Versuche an zwei Einkerbungen vorzunehmen, die möglichst nahe aneinander liegen sollen, und den Bruch der einen bei einer Fallhöhe von 4 m herbeizuführen, um einen Anhaltspunkt über die Brüchigkeit des Metalles bei dieser Fallhöhe zu erhalten, und den Bruch der anderen bei einer geringeren Fallhöhe erfolgen zu lassen, deren Größe der erste Versuch mit genügender Genauigkeit abzuschätzen gestattet.

Digitized by Google

Die bei diesem zweiten Versuch erzielte Schlagarbeit ist die wahre spezifische Schlagarbeit des Metalles.

Wenn wir auf den vorstehenden Versuch (Tabelle 3) zurückkommen, so sehen wir: Der erste Bruch bei 4 m ergibt eine Schlagarbeit von 10 kg/m; wir haben bemerkt, daß diese Schlagarbeit jedenfalls zu hoch ist. Da der Querschnitt an der Kerbstelle 2 cm^2 beträgt, so ist die zum Bruch erforderliche Arbeit niedriger als 20 kg/m, was bei einem Bären von 25 kg einer Fallhöhe von 0·80 m entspricht.

Wir hatten jedoch angenommen, daß der Bruch schon bei einer Höhe von 0·50 m erfolgen würde, indem wir auf die früher beobachteten Verminderungen der Schlagarbeiten bei Verminderung der Schlaghöhe Rücksicht nahmen. Unsere Annahme hat sich bestätigt und die Schlagarbeit ist auf 4·12 kg/m gefallen. Hätten wir eine Fallhöhe von 0·80 m angenommen, so wäre die erhaltene spezifische Schlagarbeit annähernd dieselbe gewesen. (Siehe Tabellen 1 und 2.)

Zweite Beobachtung:

In seinem im Jahre 1901 auf dem Budapester Kongreß vorgelegten Berichte hatte Vanderheym darauf hingewiesen, daß bei konstanter Zahl von Kilogrammetern (P · H) der Bruch eines gekerbten Probestabes leichter durch einen Bären von großem Gewicht und geringer Fallhöhe als durch einen von großer Höhe herunterfallenden Bären geringen Gewichts erfolgt.

Wir haben diese Versuche an Probestäben (Type P-L-M und Charpy), die demselben Stab entnommen waren (ausgeglühter Flußstahl von 53 kg Festigkeit) mit unserem Apparat wiederholt.

Dabei verwendeten wir:

Für die ersten Proben Bärgewichte von 25, 21·9, 16·9 und 11·7 kg, die aus Höhen von 1·60, 1·82, 2·36 und 3·42 herunterfielen und 40 kg/m Arbeit leisteten;

für die letzten Proben Bären von 50 und 25 kg Gewicht mit entsprechenden Fallhöhen von 1·60 und 3·20 m, die 80 kg/m Arbeit leisteten.

Die Resultate sind in nachfolgender Tabelle 4 wiedergegeben.

Man kann deutlich ersehen, daß bei konstantem Gewicht P . H die Schlagarbeit mit dem Gewicht des Bären und mit der Fallhöhe zunimmt, unabhängig von der Form der Kerbung.

Digitized by Google

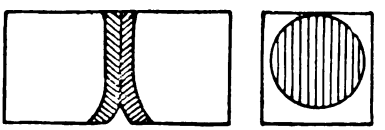
Tabelle 4.

Bär-gewicht	Schlag-höhe	Stab eingekerbt nach Type P-L-M: Schlagarbeit (Mittel aus 8 Proben für jede Schlaghöhe)	Stab nach Charpy: Schlag-arbeit (Mittel aus 8 Proben für jede Schlaghöhe)
50	1·60	—	13·32
25	3·20	—	16·90
25	1·60	6·57	—
21·9	1·82	6·99	—
16·9	2·36	8·95	—
11·7	3·42	9·93	—

Dritte Beobachtung:

Wir sind immer der Meinung gewesen, daß, was immer auch diesbezüglich behauptet worden sei, die Form der Einkerbung von Einfluß auf die Schlagarbeit des Metalles sei, besonders wenn es sich um sprödes oder mittelsprödes Metall handelte.

Um den Beweis zu erbringen, wurden aus zwei Stäben aus geglühtem Stahl, von denen der eine 50·7 kg, der andere 72 kg Festigkeit aufwies, zwei Probestäbe 30 × 30 herausgeschnitten, der eine mit Charpyscher Kerbung, der andere mit sehr scharfer Einkerbung, hergestellt auf der Drehbank nach nebenstehender Skizze.



Die Kerbung nach Charpy und die auf der Drehbank hergestellte besaßen beide genau denselben Querschnitt von 4·5 cm².

Nachstehend folgen die Resultate, die erhalten wurden bei einem Bärgewicht von 50 kg und einer Fallhöhe von 3·75 m.

Spezifische Schlagarbeit.

Art des Stahles	Probestab nach Charpy	Probestab mit scharfem Einschnitt
Stahl von 50·7 kg	30·50 kg/m	25·00 kg/m
„ „ 72 „	14·11 „	9·6 „

Man sieht, daß der Einfluß der Kerbung sehr bedeutend ist, besonders wenn es sich um ein verhältnismäßig sprödes Material handelt.

Digitized by Google

Allgemeine Bemerkungen.

Seit wir den oben beschriebenen selbstregistrierenden Fallbären besitzen, haben wir zahlreiche Brüchigkeitsproben vorgenommen. Dabei sind wir zu der schon früher erwähnten Schlußfolgerung gekommen, daß die im Handel vorkommenden Metalle gewöhnlich zu heterogen sind, um irgend eine Schlußfolgerung bezüglich Brüchigkeit aus einem Versuche mit eingekerbten Probestäben zu ermöglichen und um diese Erprobungsart als Übernahmsprobe in die Bedingnishefte aufzunehmen.

Sogar unter den als sehr homogen bekannten Metallen (Tiegelflußstahl und Elektrostahl) verändern sich die Schlagarbeiten vom einfachen Werte zum doppelten bei einigen Zentimetern Entfernung. Bei Entfernungen von einem oder zwei Metern verändern sie sich vom Einfachen zum Vierfachen, manchmal noch mehr.

Man kann indessen nicht leugnen, daß, wie dies bei unseren Versuchen geschah, die Bestimmung der wahren spezifischen Schlagarbeit eines Metalles, wie sie im vorhergehenden definiert wurde, insbesondere wenn die Probe öfters wiederholt wird, bei dem Studium eines neuen Metalles oder für den Vergleich der Metalle untereinander sehr nützliche Anhaltspunkte über die Brüchigkeit ergeben kann; wir haben auch die Absicht, uns bei unseren künftigen Untersuchungen dieser Methode weiter zu bedienen, aber ausschließlich des Studiums halber.

Diese in Frage stehenden verschiedenen Untersuchungen sind unter der Leitung des Aufsichtsingenieurs Vanderheym durch den Ingenieur-Assistenten Belanger und den mit den Versuchen betrauten Kontrollor Charlemagne ausgeführt worden.

NB. Die Mitglieder des Kongresses, die eine nähere Beschreibung des mit Schreibapparat versehenen Fallbären sowie die Werkstattzeichnungen des Apparates zu erhalten wünschen, werden gebeten, sich an Herrn Belanger, Delegierten der P-L-M-Gesellschaft auf dem Washingtoner Kongress, zu wenden.

Zusammenfassung.

Übersichtliche Beschreibung eines Hammers mit einem selbstregistrierenden Apparat zur Messung der im Hammer nach dem Bruch des Probestabes zurückbleibenden lebendigen Kraft.

Digitized by Google

Die Proben mit diesem Hammer zeigen:

1. Daß die spezifische Schlagarbeit eine kleinere Größe besitzt, wenn der Hammer nur aus der zum Bruch notwendigen Höhe, als wenn dieser aus größerer Höhe herabfällt;

2. daß die Schlagarbeit sich verkleinert, wenn das Hammergewicht zunimmt und umgekehrt, indem das Produkt $P \times H$ konstant bleibt;

3. daß die Schärfe der Einkerbung bei gleichem Querschnitt auf die Schlagarbeit des Metalles von Einfluß ist.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IV6

ÜBER DEN EINFLUSS DER STABFORM UND DER BEHANDLUNG DES METALLES AUF DIE RESULTATE BEI DER KERBSCHLAGBIEGEPROBE.

Von Dr. **A. Schmid**, Chemiker in Firma Escher Wyss & Co., Zürich.

In dem Bestreben, in die Abnahmebedingungen für gewisse Flußeisensorten, wie z. B. Nieten- und Schraubeneisen die spezifische Schlagarbeit bei der Kerbschlagbiegeprobe aufzunehmen, die nach den Beschlüssen des V. Kongresses für die Materialprüfungen der Technik, Kopenhagen 1909, bestimmt werden sollte, stellten sich mir als Haupthindernis für die praktische Durchführung die großen Dimensionen des Normalstabes entgegen.

Der kleine in jenen Beschlüssen ebenfalls angegebene Stab von 10 × 10 mm Querschnitt schien mir wegen des allzu kleinen Radius der Kerbrundung von 2/3 mm für Abnahmeproben ungeeignet, da diese Bohrung bei härterem Material nicht ohne weiteres mit der nötigen Genauigkeit hergestellt und auch nicht mit der für Abnahmeproben erwünschten Raschheit und Sicherheit kontrolliert werden kann.

Man einigte sich daher auf einen Stab von 10 × 10 mm Querschnitt, 2·5 mm Kerbtiefe und 1 mm Kerbradius, eine Stabform, die mir schon früher von Herrn Professor Schüle empfohlen wurde.

Da genügende Erfahrungen mit diesem Probestab nicht vorlagen, um die Aufstellung von Abnahmebedingungen auf Grund desselben zu ermöglichen, so führte ich im Auftrage der Firma Escher Wyss & Co. in Zürich die nachfolgend beschriebenen Versuche aus, die möglichst über folgende Fragen Aufschluß geben sollten:

Digitized by Google

1. In welchem Verhältnis stehen die Resultate zu einander, die erhalten werden

a) mit dem Normalstab von 30 × 30 mm Querschnitt, 15 mm Kerbtiefe und 2 mm Kerbradius bei 120 mm Auflageweite,

b) mit dem an der Eidgenössischen Materialprüfungsanstalt in Zürich mit Vorliebe verwendeten Stab von 20 × 20 mm Querschnitt, 5 mm Kerbtiefe und 2 mm Kerbradius bei 120 mm Auflageweite,

c) mit dem Stab von 10 × 10 mm Querschnitt, 2·5 mm Kerbtiefe und 1 mm Kerbradius, bei 60 mm Auflageweite und

d) mit demselben Stab bei 120 mm Auflageweite ?

Die Versuchsreihe d wurde deswegen ausgeführt, weil auf vielen Stahlwerken nur Pendelhämmer mit der unveränderlichen Stützweite von 120 mm aufgestellt sind.

2. Sind die Schwankungen zwischen den mit gleichem Material erhaltenen Resultaten beim kleinen Stab größer als beim großen Normalstab, vielleicht so groß, daß die Anwendung des kleinen Stabes für Abnahmeproben in Frage gestellt würde?

3. Können die Probestäbe anstatt kalt aus dem gewalzten Material herausgearbeitet zu werden, direkt auf die gewünschte Dimension geschmiedet werden — und zwar unter Vermeidung einer besonders sorgfältigen thermischen Behandlung — ohne daß durch dieses rasche und bequeme Verfahren die Zuverlässigkeit und Brauchbarkeit der Probe beeinträchtigt wird?

Herr Professor Schüle stellte mir in liebenswürdigster Weise für diese Versuche das in der Eidgenössischen Materialprüfungsanstalt in Zürich aufgestellte Fallwerk von Amsler-Laffon zur Verfügung, das von ihm bereits auf dem V. Kongreß in Kopenhagen ausführlich beschrieben wurde. Ferner unterstützte mich bei dieser Arbeit in dankenswerter Weise Herr O. Brunner, Abteilungsvorstand an der Eidgenössischen Materialprüfungsanstalt.

Ausführung der Versuche.

Dieselben erstreckten sich vorderhand nur auf zwei Flußeisen von verschiedener Härte, nämlich

1. eine Stange Siemens-Martin-Flußeisen, auf 44 mm rund gewalzt mit 38·7 kg Zugfestigkeit und 27·5% Dehnung ;

Digitized by Google

2. eine Stange Siemens-Martinstahl auf 40 mm rund gewalzt mit 47·9 kg Festigkeit und 28% Dehnung.

Jede Stange wurde in fortlaufend numerierte Stücke geschnitten, aus denen die Probestäbe in folgender Weise hergestellt wurden:

aus	No.	1,	9,	17	etc.	die	Stabform	a	(30 × 30)	kalt	herausgehobelt
„	„	2,	10,	18	„	„	„	b	(20 × 20)	„	„
„	„	3,	11,	19	„	„	„	c	(10 × 10) (Auflage 60)	„	„
„	„	4,	12,	20	„	„	„	d	(10 × 10) (Auflage 120)	„	„
„	„	5,	13,	21	„	„	„	a	geschmiedet		
„	„	6,	14,	22	„	„	„	b	„		
„	„	7,	15,	23	„	„	„	c	„		
„	„	8,	16,	24	„	„	„	d	„		

Für jede Stabform ließen sich 7 Proben entnehmen, die sich somit über die ganze Länge der betreffenden Stange gleichmäßig verteilten. Dadurch wird erreicht, daß auch bei etwas mangelhafter Homogenität des Materials die mit den einzelnen Stabformen erhaltenen Mittelwerte und selbst die auftretenden Schwankungen unter sich vergleichbar werden.

Anschließend an diese Versuche wurde noch ein von der Firma Escher Wyss & Co. hergestelltes Spezialmessing in rund gepreßtem, sowie in hartgezogenem Zustande in gleicher Weise untersucht, jedoch beschränkte ich mich hierbei auf die Vergleichung von kalt herausgearbeiteten Stäben, und wegen zu geringer Stärke des Profils fiel hier der Normalstab 30 × 30 mm weg. Die erhaltenen Resultate sind in der nebenstehenden Tabelle zusammengestellt. Durch Verbindung der Einzelwerte durch gerade Linien werden die Schwankungen von Stab zu Stab veranschaulicht. Bei jeder Schaulinie wurde auch der erhaltene Mittelwert angeführt.

———

Die Verhältniszahlen zwischen den mit verschiedenen Stabformen erhaltenen Mittelwerten zu einander, sind aus der folgenden Zusammenstellung ersichtlich:

Digitized by Google

	Mittelwerte	Martineisen		Martinstahl		Spezial-messing	
		gehobelt	geschmiedet	gehobelt	geschmiedet	gepreßt	gezogen
a : b	0·987	0·97	1·01	0·85	1·12		
a : c	1·44	1·53	1·46	1·24	1·52		
b : c	1·51	1·58	1·43	1·46	1·36	1·62	1·63
a : d	1·62		1·85	1·30	1·80		
b : d	1·65		1·82	1·53	1·62	1·49	1·80
c : d	1·11		1·26	1·06	1·19	0·92	1·10
a geschm. a gehobelt		1·22		1·51			
b „ b „		1·16		1·14			
c „ c „	1·23	1·28		1·23			
d „ d „				1·08			

Schlußfolgerungen.

Bestimmte, allgemein giltige Schlußfolgerungen können noch nicht aufgestellt werden, denn die Zahl der ermittelten Einzelwerte ist zu gering, und selbstverständlich müssen dieselben Untersuchungen noch auf härtere Kohlenstähle und Spezialstähle ausgedehnt werden, doch lassen sich an Hand der bisherigen Resultate ungefähr folgende Schlüsse ziehen, die jedoch nicht auf andere Materialien ausgedehnt werden dürfen:

1. Die Stäbe b mit 20 × 20 mm Querschnitt liefern praktisch dieselben Werte wie der große Normalstab; die ermittelte Verhältniszahl beträgt 0·987, also praktisch = 1.

2. Die mit dem kleinen Stab c von 10 × 10 mm Querschnitt bei 60 mm Auflage erhaltenen Resultate ergeben, mit dem Faktor 1·44 multipliziert, annähernd die Werte, die der große Normalstab beim selben Material liefert.

Bei 120 mm Auflage fallen die Werte ein wenig kleiner aus und der Faktor beträgt in diesem Falle 1·62. Wird dieser Faktor

Digitized by Google

durch Multiplikation der Verhältniszahl von c : d (1·11) mit derjenigen von a : c (1·44) ermittelt, was in diesem Falle wegen der größeren Zahl der vorhandenen Einzelwerte sicherer ist, so wird der Faktor = 1·60. Die Übereinstimmung ist also eine sehr befriedigende

3. Die entsprechenden Faktoren, mit denen die mit den kleinen Stäben erhaltenen Werte multipliziert werden müssen, um die der Stabform b entsprechenden zu liefern, stehen, wie nach Schlußfolgerung 1 zu erwarten war, den obigen sehr nahe und betragen bei 60 mm Auflage 1·51 und bei 120 mm Auflage 1·65.

4. Die Schwankungen zwischen den Einzelwerten bei ein und derselben Stabform fielen ziemlich bedeutend aus, ein Umstand, der bei Festsetzung von Mindestwerten für Abnahmebedingungen sehr zu beachten ist.

Bemerkenswert ist jedoch, daß die prozentualen Schwankungen bei den kleinen Stäben durchschnittlich etwa das selbe Maß erreichen wie bei den großen Stäben.

5. Durch Schmieden der Probestäbe an Stelle des kalten Herausarbeitens tritt eine Erhöhung der Werte um durchschnittlich 25% ein. Merkwürdigerweise ist die Erhöhung beim Schmieden auf den kleinen Querschnitt von 10 × 10 mm herunter nicht größer als beim Schmieden auf den großen Querschnitt von 30 × 30 mm.

6. Obschon das Schmieden ohne außergewöhnliche Sorgfalt geschah und obschon die Stäbe nach dem Schmieden ohne jede besondere Vorsicht in gewöhnlicher Weise erkalten gelassen wurden, zeigen die Werte bei den geschmiedeten Stäben unter sich keine größeren Schwankungen als bei den gehobelten.

Vorläufig läßt sich das praktische Ergebnis dieser Versuche in folgende Sätze zusammenfassen:

1. Zur Bestimmung der spezifischen Schlagarbeit bei Materialabnahmen eignet sich sehr wohl ein Stab von 10 × 10 mm Querschnitt, 2·5 mm Kerbtiefe und 1 mm Kerbradius, der zweckmäßig eine Länge von zirka 80 mm besitzt und bei 60 mm Auflageweite geprüft wird. Die Kerbe ist durch Bohren herzustellen.

2. Die mit diesem kleinen Stab erhaltenen spezifischen Schlagarbeiten multipliziert mit 1·44 ergeben annähernd diejenigen Werte, die bei Verwendung desselben Materials mit dem Normalstab von

Digitized by Google

30 × 30 mm Querschnitt, 15 mm Kerbtiefe und 2 mm Kerbradius bei 120 mm Stützweite erhalten würden, dessen allgemeine Anwendung seiner großen Dimensionen wegen nicht möglich ist.

3. Die Stäbe können ohne Bedenken durch Schmieden bei Rotglut auf die gewünschte Dimension gebracht werden. Eine besonders sorgfältige Wärmebehandlung ist hierbei nicht erforderlich. Es ist jedoch zu berücksichtigen, daß die geschmiedeten Stäbe um zirka 23% höhere Werte liefern, als die aus dem gewalzten Material kalt herausgearbeiteten Stäbe.

Digitized by Google

Spezial-Messing.

V.

Warm gepreßt

○ = 32 mm.

eckgr. = 13·3 kg/cm²

Festigk.=46·0 kg/cm²

traktion = 47%

nung = 39·0%

te nach

rinell = 117 kg/mm

VI.

Hartgezogen

von 32 mm auf 30 mm

Streckgr. = 41·5 kg/mm²

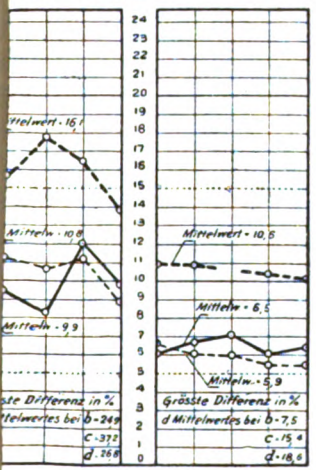
Zugfestigk.=58·2kg/mm²

Kontraktion = 51%

Dehnung = 20·0%

Härte nach

Brinell = 167 kg/mm²



Digitized by Google

30
be
we

glı
so
jec
23
he

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IV 7

STUDIE ÜBER DIE THEORIE EINES APPARATES FÜR SCHLAGZERREISSPROBEN

UND ÜBER DIE VERSUCHSFEHLER BEI VERWENDUNG DIESES APPARATES.

Von **Nicolas Davidenkof**, St. Petersburg.

Vom mechanischen Laboratorium des polytechnischen Institutes zu Petersburg.

(Übersetzt von Ing. J. Fleischmann, Wien.)

Die Schlagproben haben bei Metallen im Laufe der letzten Jahre eine immer größere Bedeutung gewonnen. Von den verschiedenen Schlagprobeverfahren werden in der Praxis speziell die Biegeproben mit eingekerbten Stäben als die raschesten und am wenigsten kostspieligen betrachtet; die Theoretiker geben jedoch bei ihren Versuchen den Schlagzerreißproben mit prismatischen Stäben den Vorzug, weil die hiebei eintretende Art der Formveränderung, insoweit sie sich unter langsam wirkender Belastung vollzieht, am besten erforscht ist und es infolge dessen vor allen ermöglicht, wichtige Schlußfolgerungen zu ziehen. Die gegenseitige Stellung von Hammerbär und Probestab — der letztere befindet sich auf dem Wege, den der erstere während seines Falles durchlauft — verhindert jedoch die Lösung des Problems. Um dieses Hindernis zu überwinden, bedient man sich beinahe ausschließlich zweier Methoden, welchen man in verschiedener Ausführungsart heute bei jedem Schlagapparat, der für Zerreißproben bestimmt ist, begegnet. Die erste, seltenere, besteht in der Ausübung eines Kompressionsschlages, den eine spezielle Vorrichtung (Umformer) in eine Zugwirkung auf den unbeweglich bleibenden Probestab verwandelt. Solcherart sind die Schlagapparate von Mohr und Federhaff[1]), vom „National Physical Laboratory" (Stanton and Bairstow)[2]) etc.

[1]) „Neue Einrichtungen für Metallerprobungen" von P. Breuil, Paris, S. 155.

[2]) Revue de Métallurgie, Memoires, VI., 1909, S. 291.

Digitized by Google

Die zweite Methode verwendet zwei, durch den Probestab miteinander verbundene Hammerbären, die während ihres Falles von dem Probestab begleitet werden; durch plötzliches Aufhalten des oberen Hammerbären in seiner Bewegung zwingt man den unteren Hammerbären, auf den Probestab einen Zug auszuüben. Eine derartige Anordnung findet sich bei der Mehrzahl der heutigen

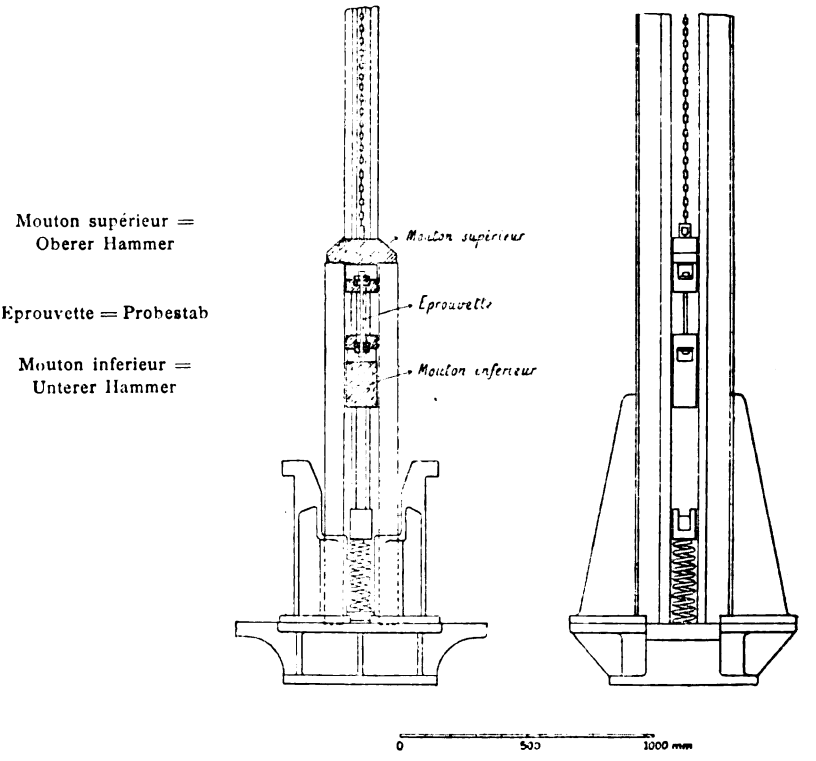


Fig. 1.

Apparate, wie jenem von Amsler-Laffon[3]), dem Apparat im „Laboratoire du Conservatoire des Arts et Metiers“[3]), jenen der Cie. P. L. M.[3]), jenen von Hendrik Hatt[4]), David Kirkaldy[5]) etc., wie auch bei den Charpy'schen Pendelhämmern[3]), wo die Masse des zweiten Hammers sich auf einen unbedeutenden Querbalken reduziert.

[3]) P. Breuil, 1. c., S. 144—156.

[4]) Mitteilungen des Internationalen Kongresses, 1900, Paris.

[5]) Proceedings of the Inst. of Mech. Eng. 1910, 1—2, S. 727.

Digitized by Google

Das im folgenden Gesagte bezieht sich speziell auf diese zweite Type von Apparaten für Schlagversuche mit zwei Hammerbären, die gegenwärtig am meisten in Verwendung steht.

Die bei diesen Maschinen zur Ermittlung der Deformationsarbeit dienende Methode besteht im allgemeinen darin, daß man die lebendige Kraft des unteren Hammerbären unmittelbar vor und nach dem Schlage mißt, indem man die Geschwindigkeit während des Falles oder die Höhe des Rückpralles gegen die Federn berechnet oder auch die Zerdrückung von Druckstäbchen (crushers) untersucht, etc. Man nimmt an, daß der Verlust an lebendiger Kraft bei dem unteren Hammerbären den Gesamtwert der Deformationsarbeit ausdrückt. Man vernachlässigt hiebei aber vollkommen die Deformationsarbeit, welche vom oberen, während des Falles aufgehaltenen Hammerbären geleistet wird; diese Arbeit aber beträgt selbst unter ungünstigen Bedingungen, wie ich später darlegen werde, fast 50% der Arbeit des unteren Hammerbären. Es müssen also unter diesen Umständen die in der bisher üblichen Weise erhaltenen Ziffern als ganz falsche bezeichnet werden.

Das mechanische Laboratorium des Polytechnischen Institutes zu Petersburg verwendet einen Schlagapparat, System Amsler-Laffon, der eine maximale Fallhöhe von 4 m besitzt und mit drei Hammerbären von 10, 25 und 50 kg ausgerüstet ist. (Fig. 1.)

Der obere Hammerbär, der durch das Aufschlagen seiner Seitenarme auf die Säulen aufgehalten wird, hat ein Gewicht von 27 kg. Die Fallgeschwindigkeit wird mittelst eines Registrierapparates nach H. Hatt berechnet, d. h. nach der Tangente des Winkels, welchen die mittelst eines am unteren Hammerbären befestigten Stiftes auf der Trommel gezogene Kurve mit der Horizontalen bildet.

Mit diesem Apparate wurde eine große Anzahl Versuche zur Bestimmung der Arbeit einer Deformation durch Schlag bei Probestäben aus Stahl und Eisen durchgeführt, dabei gleichzeitig statische Erprobungen derselben Materialien vorgenommen (mit Hilfe der 5 Tonnen-Presse von Prinz Gagarine). Hierbei ergab sich, daß die dynamische Arbeit nur 80—90% der statischen bildete, wenn man sie nach der vorangeführten Methode entsprechend der Formel

$$T = \frac{M}{2}(V_1^2 - V_2^2)$$

Digitized by Google

berechnete, wobei M die Masse des unteren Hammerbären ist und V_1, V_2 die zugehörigen Geschwindigkeiten vor und nach dem Schlag darstellen.

Die erhaltenen Ziffern erweckten in uns Zweifel über die Genauigkeit der in Anwendung gebrachten Methode. Die genaue Untersuchung des ganzen Schlagzerreißvorganges brachte den unvorhergesehenen Umstand zutage, daß der obere Hammerbär, anstatt nach dem Aufschlagen auf den Säulen stehen zu bleiben, zurückprallt und seine Bewegung in entgegengesetzter Richtung fortsetzt; hierbei erst wird der Bruch bewirkt. Es ist also klar, daß die Deformationsarbeit sich derart auf die beiden Hammerbären verteilt und daß man den Bewegungen des oberen Hammerbären Rechnung tragen muß, indem man dieselben mit ebensolcher Genauigkeit wie jene des unteren berechnet.

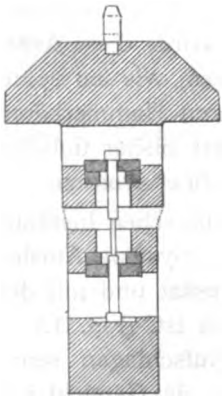


Fig. 2.

Um die Größe des Fehlers zu bestimmen, der infolge des vorgenannten begangen wird, sind wir folgendermaßen vorgegangen: der obere Hammerbär war mit einem Registrierstift gleich jenem des unteren Bären versehen, so daß die beiden Kurven auf einem Diagramm ersichtlich gemacht werden konnten. Um die Geschwindigkeit des oberen Hammers vor dem Schlag messen zu können, muß der Zug auf den Stab erst nach dem Aufschlagen des Hammerbären auf die Säulen beginnen. Zu diesem Zwecke wurde, nachdem der Probestab zwischen die Hammerbären eingesetzt worden war, der untere Hammerbär um 4 cm höhergehoben und an dem oberen Hammerbären mit zwei dünnen Schnürchen angehängt, deren Festigkeit knapp hinreichend war, um das statische Gewicht des unteren Hammerbären zu tragen. (Fig. 2.) Während des Falles reißen demnach im Augenblicke des Auffallens des oberen Hammerbären auf die Säulen die Schnürchen, der untere Hammerbär setzt seinen Weg fort, wärend der obere, indem er zurückprallt,

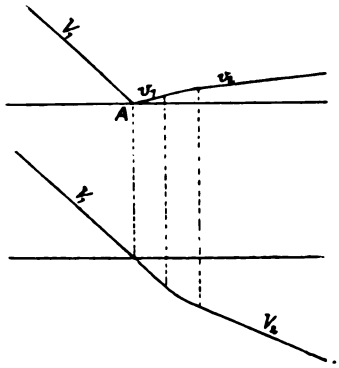


Fig. 3.

Digitized by Google

sich bis zu dem Augenblicke nach aufwärts bewegt, wo der untere Hammerbär das Kopfende des Probestabes berührt und die Zugwirkung ausübt. Das derart erhaltene Diagramm ermöglicht es, die Geschwindigkeiten v_1 und v_2 des oberen Hammerbären und V_1 und V_2 des unteren Hammerbären vor, bzw. nach dem Schlag zu bestimmen. (Fig. 3.)

Wenn wir die Masse des oberen Hammerbären mit m, jene des unteren mit M bezeichnen, so erhalten wir bei Anwendung des Gesetzes der lebendigen Kräfte für den Zeitraum der Schlagdauer sowie bei Vernachlässigung der Arbeit infolge der Deformation des Hammerbären und der Wirkung der Schwerkraft während dieser Zeit, als zwei sehr unwesentliche Faktoren,

$$T = \frac{m v_1^2}{2} - \frac{m v_2^2}{2} + \frac{M V_1^2}{2} - \frac{M V_2^2}{2}\ ^{1}) \qquad (1)$$

Tabelle 1.

Nr. des Stabes	Durchmesser des starken Teiles	Durchmesser des schwachen Teiles	Ganze Länge zwischen den Köpfen	Länge des schwachen Teiles	Volumen des schwachen Teiles	Hammergeschwindigkeit oberer Vor dem Schlag	Hammergeschwindigkeit oberer Nach dem Schlag	Hammergeschwindigkeit unterer Vor dem Schlag	Hammergeschwindigkeit unterer Nach dem Schlag	Fallhöhe	Spezifische Arbeit	Spezifische Arbeit gerechnet für den schwachen Teil und pro qcm.	Versuchsart
	mm				cm³	cm/sek.				m	kg × cm		
1	12·12	6·07	200·0	49·8	1·44	263	146	641	371	2·00	2093	1453	Schlag frei in der Luft
2	12·17	6·10	199·6	50·8	1·48	233	138	599[2])	346	1·80	1738	1174	„
3	12·12	6·15	200·2	50·6	1·50	228	101	574	269	1·60	1920	1280	„
4	12·08	6·05	199·4	49·9	1·43	212	107	565	325	1·60	1581	1105	„
5	12·24	5·97	199·9	50·0	1·40	—	104	525	181	1·40	1251	893	Schlag bei üblichem Vorgang
6	12·40	6·09	199·8	49·8	1·45	—	97	524[2])	215	1·40	1180	814	„
7	12·33	6·22	199·9	50·0	1·52	—	90	520	192	1·40	1203	790	„
8	12·30	6·08	199·8	50·3	1·46	—	110	523	267	1·40	1042	712	„

[1]) Bei der folgenden Tabelle haben wir uns einer genaueren Formel bedient, indem wir das Gewicht des Probestabes Δm berücksichtigten und annahmen, daß derselbe in der Mitte bricht:

$$T = (m + \Delta m)\frac{v_1^2}{2} - \left(m + \frac{\Delta m}{2}\right)\frac{v_2^2}{2} + \frac{M V_1^2}{2} - \frac{M V_2^2}{2}$$

[2]) Theoretische Definition nach der Formel $\sqrt{2gh}$.

Digitized by Google

wobei T die totale Deformationsarbeit des Probestabes darstellt. Man sieht, daß diese Arbeit gleich ist dem Verlust an lebendiger Kraft der beiden Hammerbären.

Gerissen wurden vier Probestäbe, Nr. 1, 2, 3 und 4, von zylindrischer Form, von 200 mm Länge und 12 mm Durchmesser. Im mittleren Teil eines jeden Probestabes war auf 50 mm Länge der Durchmesser auf 6 mm verringert. Gleichzeitig wurden vier ähnliche Stäbe in der üblichen Weise gebrochen, hierbei jedoch das Geschwindigkeitsdiagramm des oberen Hammerbären registriert, welches zuerst bei der Berechnung der Deformationsarbeit vernachlässigt wurde. Das Gewicht des oben montierten Hammerbären betrug 27·52 kg, jenes des unteren 10·11 kg, das des Probestabes 0·22 kg. Die Versuchsergebnisse sind aus Tabelle 1 ersichtlich.

Diese Tabelle zeigt, daß der Durchschnittswert der wirklichen Deformationsarbeit

$$\text{um } \left(\frac{1450+1170+1280+1100}{890+810+790+710}-1\right)\times 100 = 56\%$$ [1])

jenen übersteigt, den man nach dem gewöhnlichen Vorgang erhält.

Während des Zerreißvorganges der Probestäbe Nr. 5, 6, 7 und 8 wurde die Geschwindigkeit des oberen Hammerbären auch registriert, und das betreffende Diagramm (Fig. 4) zeigt klar, daß der Bruch eintrat, während der obere Hammerbär sich in der Luft befand.

Wie lautet nun die analytische Formel der vom oberen Hammerbären geleisteten Arbeit? Nehmen wir vorerst an, daß die Geschwindigkeit des oberen Hammerbären sich während des Aufschlagens auf die Säulen augenblicklich ändert, denn der Zeitraum, welcher für die Umformung der Geschwindigkeit erforderlich ist, kann im Vergleiche zu jenem, der zum Zerreißen der Probe notwendig ist, vernachlässigt werden, was das Diagramm (Fig. 3 und Fig. 4) beweist. Bezeichnen wir weiter den Koeffizienten

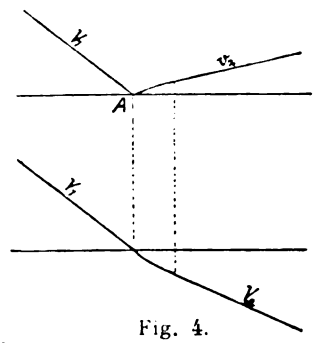


Fig. 4.

[1]) Bedauerlicherweise war das Material der Probestäbe ein nur wenig homogenes, wie dies aus der Tabelle hervorgeht, nichtsdestoweniger sind die Ergebnisse auffallend.

Digitized by Google

der Ergänzungsgeschwindigkeit des oberen Hammerbären während des Schlages mit K, die Fallgeschwindigkeit mit V_1. Der Vorgang ist der gleiche, wie bei dem Schlage der beiden Hammerbären, die sich in entgegengesetzter Richtung bewegen und deren bezügliche Geschwindigkeiten V_1 und KV_1 sind. Im Augenblicke des Schlages beginnt die veränderliche Zugkraft des Probestabes auf die beiden Hammerbären zu wirken; wir bezeichnen diese Wirkung mit Bezug auf den oberen Hammerbären mit P, die örtliche Verschiebung des oberen Hammerbären während des Schlages, d. h. vom Moment des Schlagbeginnes bis zum Bruch mit y_1 und jene des unteren Hammerbären mit y_2. Die Kräfte P, die Geschwindigkeiten V und die nach abwärts gerichteten Verschiebungen y betrachten wir als positiv. Wenn wir das Gesetz der lebendigen Kräfte auf den oberen bzw. unteren Hammerbären anwenden und wie vorher die Arbeit der Schwerkraft sowie jene der Formveränderung am Hammerbären selbst vernachlässigen, so erhalten wir unter Anwendung der obenangeführten Ausdrücke

$$mvdv = Pdy, \text{ und } MVdV = -Pdy_2,$$

durch Addition erhalten wir:

$$mvdv + MVdV = P(dy_1 - dy_2) = -Pd(y_2 - y_1) = -Pd\lambda.$$

Und nach Integration:

$$\frac{m}{2}(v_2^2 - v_1^2) + \frac{m}{2}(V_2^2 - V_1^2) = -\int_0^{\lambda} Pd\lambda_1 \text{ oder}$$

$$\frac{m}{2}(KV_1^2 - v_2^2) + \frac{M}{2}(V_1^2 - V_2^2) = -\int_0^{\lambda} Pd\lambda_2 = T \quad . \quad . \quad . \quad (2)$$

wobei λ die Dehnung des ganzen Probestabes gleich der Differenz zwischen den Verschiebungen der beiden Hammerbären (des unteren und des oberen) bedeutet und T = die totale Deformationsarbeit des Probestabes. Unter der Einwirkung der Kräfte P verringert sich die Geschwindigkeit der Hammerbären; die Spannung — ein Ergebnis der Ungleichheit der beiden Geschwindigkeiten — hört auf, sobald die letzteren gleich werden, sofern der Probestab nicht vorher schon bricht. Das Gesetz der Zunahme der Bewegungsgrößen ermöglicht uns die Berechnung dieser gemeinsamen Geschwindigkeit. Unter der Annahme, daß der Antrieb

Digitized by Google

der auf die beiden Hammerbären wirkenden Kräfte während der ganzen Zugdauer ein gleicher und ein direkter ist, haben wir

$$m(v_1 - v_2) = -M(V_1 - V_2) \qquad (3)$$

Wenn nun $v_2 = V_2 = v$ und $v_1 = -KV_1$
erhält unsere Gleichung folgende Gestalt:

$$m(-KV_1 - v) + M(V_1 - v) = O_1, \text{ wonach } v = V_1 \frac{M - Km}{M + m} \qquad (4)$$

Wir werden die beiden folgenden Fälle unterscheiden:
1. $v \leqslant KV_1$ und 2. $v > KV_1$ (dem absoluten Werte nach).
1. Fall Wenn $v \leqslant KV_1$, so erhalten wir aus der Gleichung (4)

$$m \geqslant \frac{1 - K}{2K} M \qquad (5)$$

Der Verlust der lebendigen Kraft des oberen Hammerbären ist immer positiv und das Resultat, welches man nach dem gewöhnlichen Vorgang erhält, ist ein geringeres. Der Wert der Arbeit, die in diesem Falle durch den oberen Hammerbären bis zu dem Augenblicke geleistet werden kann, wo die Geschwindigkeiten gleich werden, ist nach der Gleichung (2) zu ermitteln, indem man in derselben y durch V_2 und V_2 durch $v = v_1 \frac{M - mk}{M + m}$ ersetzt; nach Umwandlung erhält man

$$T = \frac{V_1^2}{2} \times \frac{Mm}{M + m} (1 + K)^2 \qquad (6)$$

Der lebendige Schlagwiderstand R des Probestabes kann kleiner, gleich oder größer als die nach der Formel (6) gerechnete Größe T sein.

A. Wenn $R \leqslant T$, so erfolgt der Bruch bevor die Geschwindigkeiten gleich werden, und die beiden Hammerbären setzen nach dem Schlag ihre Bewegungen mit verschiedenen Geschwindigkeiten fort.

Dieses Verhältnis zwischen den Massen der Hammerbären und dem Werte des lebendigen Widerstandes bestand zum Beispiel bei den weiter oben beschriebenen Versuchen. Bei $h = 1{\cdot}4$, $P = 10$, $p = 27$ kg, $K = 0{\cdot}40$, $T = 1580$ kg $\times$ cm ergibt sich

$$R = 1580 < 1400 \times \frac{10 \times 27}{10 + 27} \times (1 + 0{\cdot}40)^2 = 20.023 \text{ kg} \times \text{cm} = T.$$

Um die vom Probestab absorbierte Deformationsarbeit zu berechnen, wäre es unerläßlich, die Geschwindigkeiten der beiden Hammerbären vor und nach dem Schlag zu messen, man könnte

Digitized by Google

dann die Formel (1) in Anwendung bringen. Leider ist dies aber unmöglich, denn die Rückprallgeschwindigkeit des oberen Hammerbären, die dem Schlag gegen den Probestab unmittelbar vorangeht, besteht in Wirklichkeit nur während eines einzigen Augenblickes, der im Diagramm durch einen Knickpunkt der Kurve ersichtlich ist (Fig. 4), und beginnt sich dann sogleich unter der Einwirkung der Zugkraft des Probestabes zu modifizieren. Man muß sich deshalb mit indirekten Methoden begnügen, die nur annähernde Resultate zu bieten vermögen. Da die Geschwindigkeit des oberen Hammerbären nach dem Bruch des Probestabes durch das Diagramm[1]) bestimmt werden kann, ebenso wie die beiden Geschwindigkeiten des unteren Hammerbären vor und nach dem Bruch, so kann man sich des Gesetzes des Anwachsens der Bewegungsgröße bedienen, um die vierte noch fehlende Geschwindigkeit zu errechnen, indem man die Kräfte der Reibung, Schwerkraft etc. vernachlässigt und annimmt, daß die Änderung der Geschwindigkeiten nur von zwei gleichen und direkt entgegengesetzten Kräfteantrieben hervorgerufen wird, die das Zerreißen des Probestabes bewirken. Wir erhalten also bei Berechnung der Geschwindigkeit v der Gleichung (3)

$$v_1 = v_2 - \frac{M}{m}(V_1 - V_2)$$

und wenn wir diesen Wert in die Gleichung (2) einsetzen

$$T = \frac{M(V_1^2 - V_2^2)}{2} + \frac{M(V_1 - V_2)}{2}\left[\frac{M}{m}(V_1 - V_2) - 2v_2\right] \quad (7)$$

Die folgende Tabelle 2 zeigt die Werte T für vier Probestäbe Nr. 5, 6, 7 und 8 (bereits beschrieben), berechnet nach dieser Formel

Tabelle 2.

Nummer des Probestabes	5	6	7	8
	kg × cm			
1. Totale Formveränderungsarbeit . . .	1875	1695	1776	1478
2. Dieselbe, berechnet ohne Korrektur der Tabelle 1	1251	1180	1203	1042
3. Die Korrektur	624	515	573	436
4. Verhältnis der Korrektur zur Arbeit ohne Korrektur in Prozenten . . .	50·7	43·6	47·6	43·2

[1]) Sofern der obere Hammerbär mit einem Registrierstift versehen ist.

Digitized by Google

Die Werte der ersten Zeile nähern sich sehr denen der Probestäbe Nr. 1, 2, 3 und 4; dessenungeachtet kann man sie nicht als hinreichend genau betrachten, weil die auf Grund der obenbezeichneten Methode bewirkte direkte Abmessung der vier Geschwindigkeiten beweist, daß sie sich bedeutend von der aus der Gleichung (3) gewonnenen Relation, welche der Formel (7) als Grundlage dient, entfernen.

Häufig aber sind die Apparate derart konstruiert, daß es nicht möglich ist, sie mit einer Einrichtung zu versehen, um das Diagramm des oberen Hammerbären zu erhalten (z. B die Apparate neuesten Systems von Amsler-Laffon). In diesem Falle müssen wir auf den Koeffizienten K der Schlagergänzungsgeschwindigkeit zurückgreifen. Fallversuche aus einer konstanten Höhe mit dem oberen Hammerbären allein zeigen uns, daß der Wert K bedeutend variiert und oft von verschiedenen, unvorhergesehenen Umständen abhängt. Wir haben derart für eine Höhe von 1·4 m in drei Fällen die folgenden Zahlen erhalten: 0·25, 0·31, 0·38. Andererseits haben wir aber, um K zu messen, kein anderes Mittel, als den freien Fall des oberen Hammerbären allein zu untersuchen, weil bei den Versuchen mit Probestäben die Schlagbedingungen ganz andere sind und K durch nichts gezwungen wird, seinen oben bestimmten Wert beizubehalten. Deshalb müssen wir uns, mangels einer Wertbestimmung von K für jeden einzelnen Schlag, mit einem Durchschnittswert hiefür begnügen, wodurch wir allerdings sehr ungenaue Resultate bekommen, weil die einzelnen Werte in manchen Fällen sich von diesem Durchschnittswert ganz bedeutend entfernen.

Die Gleichung (3) gibt uns

$$m(-KV_1 - v_2) = -M(V_1 - V_2)$$

und daraus

$$v_2 = \frac{M}{m}(V_1 - V_2) - KV_1$$

infolgedessen erhalten wir nach der Gleichung (2) durch deren Umformung

$$T = \frac{M(V_1^2 - V_2^2)}{2} + \frac{M(V_1 - V_2)}{2}\left[2KV_1 - \frac{M}{m}(V_1 - V_2)\right] \qquad (8)$$

Man kann diese Formel für eine nur schwach angenäherte Berechnung der Deformationsarbeit verwenden, wenn die Bewegung des oberen Hammerbären nicht registriert zu werden vermag.

Digitized by Google

Der Ausdruck

$$M \frac{(V_1 - V_2)}{2} \left[2KV_1 - \frac{M}{m} (V_1 - V_2) \right] \qquad (8a)$$

dieser Formel stellt den Fehler dar, den man durch Vernachlässigung der Arbeit des oberen Hammerbären begeht.

Bei unseren, oben beschriebenen Versuchen entsprechen die Fehler, die mit Hilfe dieser Formel berechnet wurden, für vier Probestäbe Nr. 5, 6, 7 und 8 den folgenden Zahlen (K = 0·40):

Tabelle 3.

Nummer des Probestabes	5	6	7	8
	kg × cm			
Fehler, berechnet nach (8)	519	487	500	446

Diese Zahlen sind fast alle geringer als jene der Tabelle 2, die nach Formel (7) berechnet worden waren, was beweist, daß K tatsächlich viel höhere Werte besitzt, als jene, die sich beim freien Fall des oberen Hammerbären allein zeigen.

Die Formel (7) beweist uns auch, daß der Wert des durch den Ausdruck (8a) dargestellten Fehlers sich erhöht, soferne das Verhältnis $\frac{M}{m}$ sich verringert, d. h. da M gleich bleibt, wenn das Gewicht des oberen Hammerbären ein größeres wird.

B. Wenn R = T, wird der Bruch genau in dem Augenblicke stattfinden, wo die Geschwindigkeiten gleich werden. Wenn gleichzeitig $m = \frac{1 - K}{2K} M$, dann wird $v = KV$ und die vom oberen Hammerbären geleistete Arbeit wird gleich Null. Infolgedessen kann man diesen vernachlässigen, ohne das Ergebnis zu verfälschen. Leider aber hat dieser Fall keine praktische Bedeutung und kann auch nicht künstlich dargestellt werden, weil K seinen Wert von einem Schlag zum anderen verändert, wie dies oben gezeigt wurde und R im vorhinein nicht bestimmt werden kann.

C. Wenn nun R > T ist und wir voraussetzen, daß wir mit einem unelastischen Probestab arbeiten, dann hört der Zug auf, sobald die beiden Hammerbären die gleiche, durch die Gleichung (4) bestimmte Geschwindigkeit annehmen, die immer kleiner als V_1 ist. Der Probestab bricht aber noch nicht und die beiden Hammer-

Digitized by Google

bären setzen ihre gleichartige Bewegung mit konstant bleibender Geschwindigkeit fort, bis der obere Hammerbär neuerlich auf die Säulen aufschlägt. Die Sprünge des oberen Hammerbären können sich mehrere Male wiederholen, wobei sich ihre Geschwindigkeiten verringern und sie den Charakter von abnehmenden Schwingungen gewinnen. Die totale Deformationsarbeit des Probestabes verteilt sich in diesem Falle von selbst auf die beiden Hammerbären, und das auf dem üblichen Wege erhaltene Resultat ist dementsprechend ein verringertes. Der Vorgang wird aber noch weiter kompliziert infolge der Elastizität des Probestabes, die neuerlich die am Ende des Schlages gleich gewordenen Geschwindigkeiten ändert. Der Wert dieser Veränderungen hängt von der im Probestabe vorhandenen elastischen Energiemenge ab, die man nicht von vornherein bestimmen kann, die sich aber entsprechend der jedesmal absorbierten Menge der nichtelastischen Energie ändert. Es kann deshalb auch eine theoretische Formel hierfür nicht gegeben werden und wir müssen diesen Fall als für die Schlagproben vollkommen unbrauchbar bezeichnen.

2. Fall: $\mathfrak{v} > KV_1$ oder $m < \frac{1-K}{2K} M$.

Wenn der Probestab einen ziemlich großen lebendigen Widerstand besitzt, wird der obere Hammerbär auch eine Anzahl Sprünge machen. Die Endgeschwindigkeit jedes Sprunges kann kleiner sein als jene, die durch den Ausdruck (4) gegeben erscheint, wenn der Hammerbär auf die Säulen aufschlägt, ehe noch die Geschwindigkeit $\mathfrak{v}$ eingetreten ist. Auf alle Fälle aber muß sie größer sein als KV_1, was aus der sehr wahrscheinlichen Tatsache hervorgeht, daß sich die Zugkraft während des Schlages erhöht und nicht vermindert. Infolgedessen wächst die lebendige Kraft des oberen Hammerbären, indem sie einen bestimmten Teil derjenigen des unteren Hammerbären absorbiert, so daß wir, wenn die Arbeit des oberen Hammerbären vernachlässigt wird, zu übertriebenen Resultaten gelangen.

Der auf diese Weise begangene Fehler läßt sich theoretisch nicht berechnen. Auch die Berechnung der Arbeit des oberen Hammerbären an Hand des Diagrammes, das er beschreiben könnte, ist nicht möglich, weil die betreffende Kurve eine lange Reihe seichter Wellen beschreibt, deren Tangenten nur ganz annähernd gezogen werden könnten.

Digitized by Google

Wenn wir jedoch das Diagramm des langsamen Zuges betrachten und feststellen, daß abgesehen von einem sehr kleinen Zeitraum, der den elastischen Deformationen entspricht, die Zugkraft sich nur sehr langsam verändert, so können wir zur Vereinfachung unserer Beobachtungen annehmen, daß diese Kraft während eines jeden Sprunges des oberen Hammerbären konstant bleibt. Wir können infolgedessen weiter annehmen, daß die Geschwindigkeiten am Anfang und am Ende eines jeden Sprunges [illegible] gesetzt sind, wodurch also die Arbeit des oberen Hammerbären gegen das Ende eines jeden Sprunges wieder annulliert wird. Der Fehler, den wir bei diesem Gedankengange zulassen, entspricht dem Anwachsen der lebendigen Kraft des oberen Hammerbären, welches der Geschwindigkeitsänderung während eines jeden Sprunges zuzuschreiben ist. Dieser Fehler könnte durch eine entsprechende Verringerung der Masse m verkleinert werden. Wir haben es aber hier noch mit einer anderen Art von Fehlern zu tun, deren Grund in der Tatsache zu suchen ist, daß der Bruch nicht immer in jenem Augenblick eintritt, wo die Stellung des oberen Hammerbären die tiefste ist. Dieser Fehler wird jedesmal dann am größten, wenn der Bruch während der Annullierung der Geschwindigkeit des oberen Hammerbären bei irgendeinem Sprung eintritt und vermindert sich sehr rasch mit der Zunahme der Anzahl der vorhergehenden Sprünge. Die Berechnung zeigt, daß in einem speziellen Falle, wo $\frac{m}{M} = \frac{1}{10}$ und $K = 0{\cdot}40$ der Wert dieses Fehlers beim ersten Sprung $20{\cdot}3\%$, beim zweiten nur mehr $1{\cdot}4\%$, beim dritten $0{\cdot}19\%$ betrug. Um den großen Fehlern beim ersten Sprung auszuweichen, genügt es, Probestäbe zu nehmen, deren lebendiger Widerstand einen Wert übersteigt, den, wir wie weiter unten angeben, berechnen.

Nach der Gleichung (3), wobei wir bemerken, daß $v_1 = v_2 = KV_1$ für den ersten Sprung gleich sind, erhalten wir

$$-m \times 2KV_1 = -M(V_1 - V_2) \qquad \text{woraus}$$

$$V_2 = V_1\left(1 - \frac{2m}{M}K\right)$$

Es muß also R immer größer sein als

$$T = \frac{M}{m}(V_1^2 - V_2^2) = 2mKV_1^2\left(1 - \frac{m}{M}K\right)$$

was man erreicht, indem man R vergrößert oder m und V_1 verringert.

Digitized by Google

Wir haben bereits gesehen, daß wir, um den in Frage stehenden Fehler zu verringern, die Masse m vermindern müssen. Man muß also dem oberen Hammerbär jene Abmessungen geben, die gerade noch hinreichen, damit sein Widerstand die zulässige Grenze nicht überschreite. Es ist deshalb das große Gewicht des oberen Hammerbären, den man beispielsweise bei dem Apparat unseres Laboratoriums verwendet und der 27 kg schwer ist, nur sehr nachteilig und durch nichts zu rechtfertigen. Wir müssen im Gegenteil bei ähnlichen Fällen diese Massen durch andere, bedeutend leichtere ersetzen, besonders dann, wenn wir uns eines unteren Hammerbären bedienen, dessen Masse auch eine kleine ist.

Es scheint uns angezeigt, hier eines Umstandes Erwähnung zu tun, der die mit dem Schlagapparat erzielten Resultate gleichfalls beeinflussen kann, speziell im letzten Falle des Bruches nach einer Anzahl Sprüngen. Wir haben bisher angenommen, daß die Säulen, die den oberen Hammerbären aufhalten, vollständig unbeweglich sind. Das ist aber nicht der Fall bei dem Apparat von Amsler, wo die Säulen in Schuhen aus Gußstahl frei aufsitzen und im Fundament nicht verankert sind. Nachdem der obere Hammerbär auf sie aufschlägt, springen sie, wie die Versuche zeigen, aufwärts und begegnen daher neuerlich dem fallenden Hammerbären, ehe dieser sein ursprüngliches Niveau erreicht. Auf diese Weise also tritt ein Teil der lebendigen Kraft des oberen Hammerbären, die wir beim Aufschlagen gegen die Säulen als vollkommen verloren betrachtet haben, $\left(\frac{m}{2}(1 - K)V_1^2\right)$ neuerlich auf und nimmt durch den Schlag der Säulen gegen den oberen Hammerbären wieder an der Deformation des Probestabes teil. Man sieht, daß dieser Umstand von sehr großer Bedeutung ist und deshalb bei allen wie oben konstruierten Apparaten der in Frage stehende Teil vollkommen umgebaut werden sollte.[1])

Indem wir das Gesagte überblicken, kommen wir zu der Überzeugung, daß ein Schlagapparat, der wie jener von Amsler konstruiert wurde, für genaue Versuche nicht Verwendung finden kann. Wenn wir einen Apparat haben wollen, dessen Ergebnisse vollkommen frei von rechnerisch nicht feststellbaren Fehlern sind und

[1]) Amsler ersetzt in seinem Schlagapparate neuesten Systems die Säulen durch ein großes quadratisches, an die Grundplatte mit Schrauben befestigtes Stahlstück, was vollkommen entsprechend ist.

Digitized by Google

der es ermöglichen soll, alle Phasen des Schlages aufmerksam zu verfolgen, müssen wir unbedingt von allen unbeweglichen Teilen, welche dem Schlag unterworfen werden, absehen und das System des freien Schlages wählen, bei welchem zwei Massen, die sich im entgegengesetzten Sinne bewegen, aufeinander mittelst eines zwischen denselben befindlichen Bindegliedes stoßen, das durch den zu erprobenden Stab gebildet wird. Eine derartige, allerdings noch recht unvollkommene Einrichtung haben wir auf Seite 2 beschrieben. Ein solcher Apparat wurde bereits in Laboratorien verwendet (siehe beispielsweise die Beschreibung bei Fr. Kick: Das Gesetz der proportionalen Widerstände), seine praktische Einführung jedoch läßt noch auf sich warten.

Schlußfolgerung.

Wenn man die Deformationsarbeit des Probestabes gleich dem Verluste der lebendigen Kraft des unteren Hammerbären allein annimmt, begeht man einen Fehler, der 50% überschreiten kann und der seine Ursache an der Vernachlässigung der Arbeit des oberen Hammerbären hat.

In dem Falle, wo

$$m > \frac{1 - K}{2K} \times M \text{ und } R < \frac{V_1^2}{2} \times \frac{Mm}{M + m} (1 + K)^2 \text{ ist,}$$

ist es, um diesen Fehler zu vermeiden, notwendig, die Geschwindigkeit des oberen Hammerbären sofort nach dem Bruch des Stabes zu messen und die Deformationsarbeit nach der folgenden Näherungsformel zu berechnen

$$T = \frac{M(V_1^2 - V_2^2)}{2} + \frac{M(V_1 - V_2)}{2} - \left[\frac{M}{m}(V_1 - V_2) - 2v_2\right]$$

Nur in dem Falle, wo

$$m < \frac{1 - K}{2K} M \text{ und } R > 2mKV_1^2 \left(1 - \frac{m}{M} K\right) \text{ ist,}$$

kann man die Arbeit des oberen Hammerbären vernachlässigen und nichtsdestoweniger ziemlich zutreffende Ergebnisse erhalten. Der Fehler, den man in diesem Falle begeht, verringert sich nach Maßgabe der Verkleinerung der Abmessungen des oberen Hammerbären, sein tatsächlicher Wert aber kann theoretisch nicht bestimmt werden.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IV 8

AUTOMATISCHE REGISTRIERUNG DER BEZIEHUNG ZWISCHEN DRUCKKRAFT UND DEFORMATION DER MATERIALIEN WÄHREND DES SCHLAGES.

Von Fürst **Andreas Gagarin,** St. Petersburg.

§ 1.

Das allgemeine Prinzip der Apparate, welche die Beziehung zwischen den Druckkräften und den Deformationen registrieren, muß auf der Kombination zweier Bewegungen beruhen, die unter einem gewissen Winkel gegen einander gerichtet sind. Von diesen hängt die eine Bewegung (die horizontale) von der Deformation des Materials, d. h. von der Veränderung im Abstand der beiden Enden des Probestückes ab. Die vertikale Komponente geht vom Dynamometer aus und muß der Größe des Druckes, der sich während des Schlages schnell verändert, folgen können.

Mein erster Gedanke war der, als Dynamometer eine Feder zu benützen und sie einem Longitudinalschlag zu unterwerfen, da einerseits die Berechnung der entsprechenden Schwingungen einfacher und genauer ist, als jene der Querschwingungen[1]) und da andererseits solche Federn hart sind und sich den gewöhnlichen Stützen in ihrer Wirkungsweise nähern.

Auf Grund dessen baute ich schon im Jahre 1904 einen Apparat (Fig. 1)[2]), bei welchem eine Nadel *j* (Fig. 2) auf der sphärischen Calotte *k* (Fig. 1 und 4) diese Beziehung registriert. Die Kompression des Dynamometers *b* und das Heruntergehen des Ambosses *a* verursachen vertikale Verschiebungen der Nadel.

[1]) J. Routh, Dynamics of a system of rigid bodies, II, page 413, 1905.

[2]) Fürst Gagarin. Bericht A 15 f des Brüsseler Kongresses, 1906.

Digitized by Google

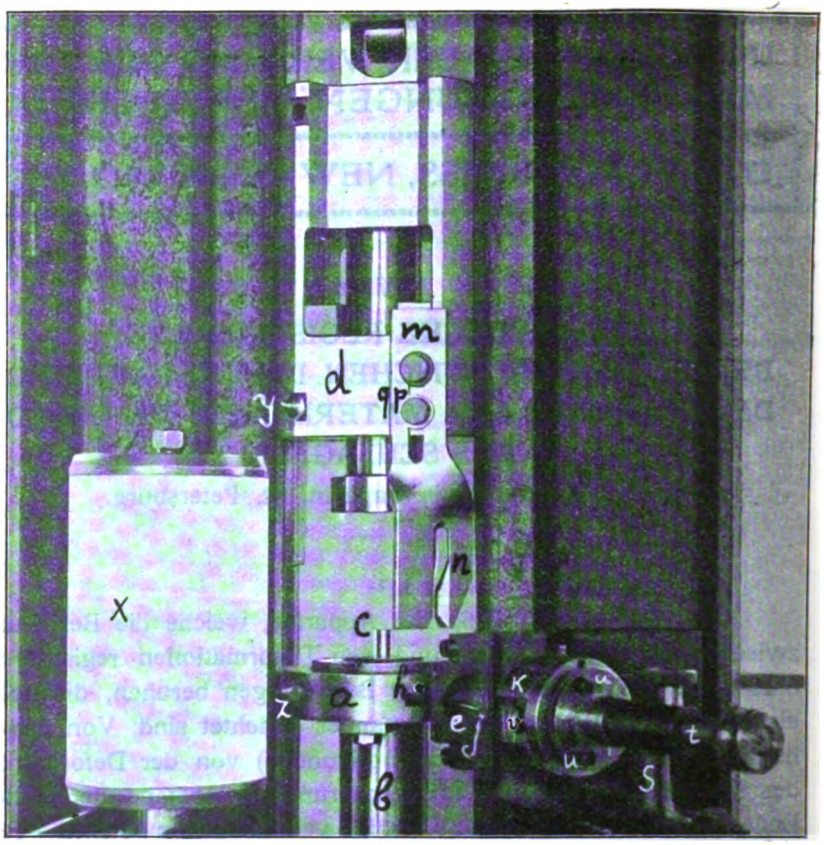


Fig. 1.

Während des Zusammendrückens des Probestückes *c* (Fig. 1) oder der Biegung des Stabes *c* (Fig. 3), die durch die Annäherung des Bären *d* an den Amboß *a* entsteht, erfolgt durch Zusammenwirken

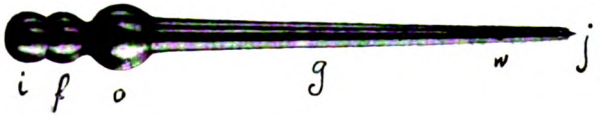


Fig. 2.

der Kugel *f* (Fig. 2) und des Spiralweges *n* eine Horizontalverschiebung der Nadel *j*, so daß auf dem Coordinatennetz des Bleiblättchens *v* (Fig. 4) Diagramme entstehen (Fig. 15), die den Druck

Digitized by Google

in Tonnen und die Deformation in Millimetern ablesen lassen. Das Ziehen der horizontalen Linien auf dem Netz geschieht mit Hilfe

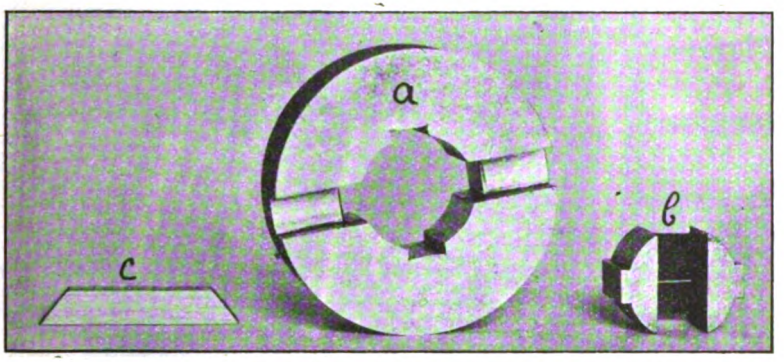


Fig. 3.

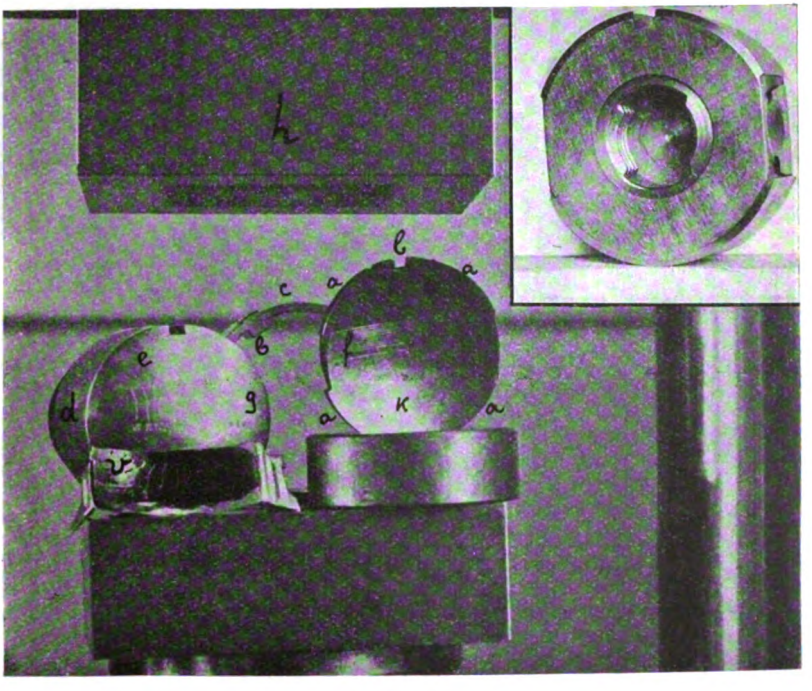


Fig. 4.

der Emery-Maschine (Fig. 5). Auf derselben zeichnet der Schlagapparat (Fig. 1) statische Druckdiagramme der Materialien. Aus

Digitized by Google

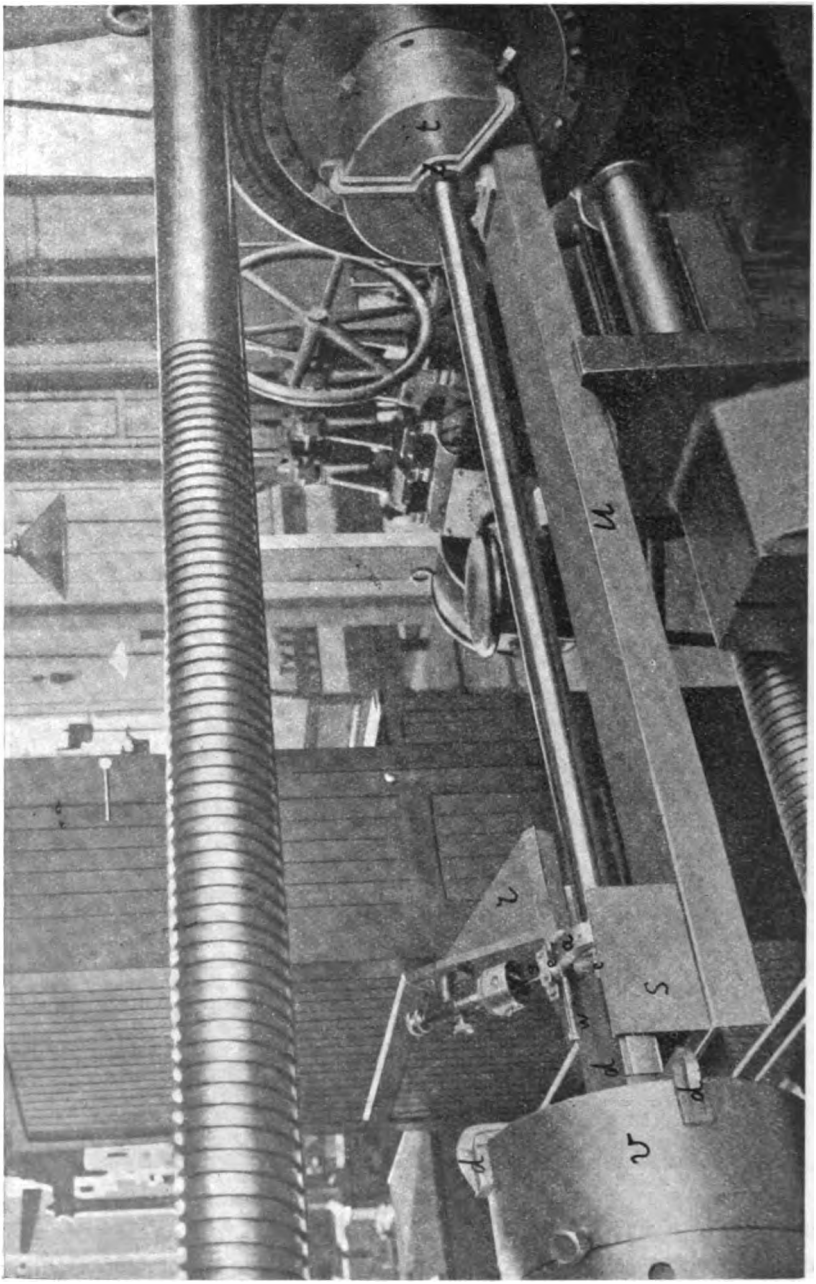


Fig. 5.

Digitized by Google

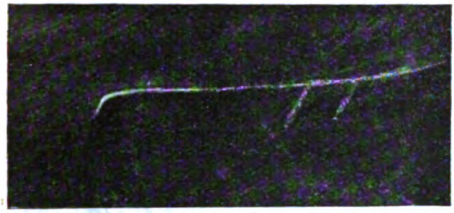


Fig. 6.

Fig. 6 ist ersichtlich, wie beim Stauchen eines Kupfer-Crusher-Stäbchens d = 8 mm, h = 13 mm, die Belastung zweimal plötzlich abgefallen ist, um dann wieder weiter anzusteigen.

§ 2.

Die jetzigen mathematischen Methoden des Studiums der Schwingungen nehmen an, daß 1. ein Drittel[3]) der Dynamometermasse als mit dem Hammer in Bewegung befindlich betrachtet werden kann (dies stimmt mit dem Experiment), und 2. daß von dem Moment des Berührens des Dynamometers durch den Rammblock bis zum Aufschwung desselben, beide, Hammer und Amboß,

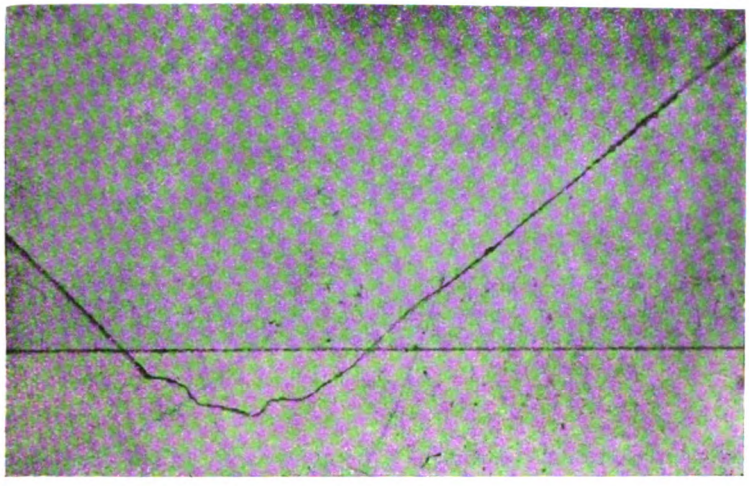


Fig. 7.

gleichsam einen einzigen Körper bilden. Wenn man am Bär *d* (Fig. 1) einen Stift *y* anbringt und dann dessen Weg auf der Morin-Trommel *x* aufzeichnet, so erhält man eine Wellenlinie (Fig. 7) oder in einem deutlicheren Maßstabe die Linie *abc . . . l* (Fig. 8). Werden von derselben die Obertöne mittels des Henrici-Analysators ausgeschlossen, so ergibt sich im Resultat die effektive

[3]) Lord Rayleigh. Theory of sound. London, 1894, I., page 250.

Digitized by Google

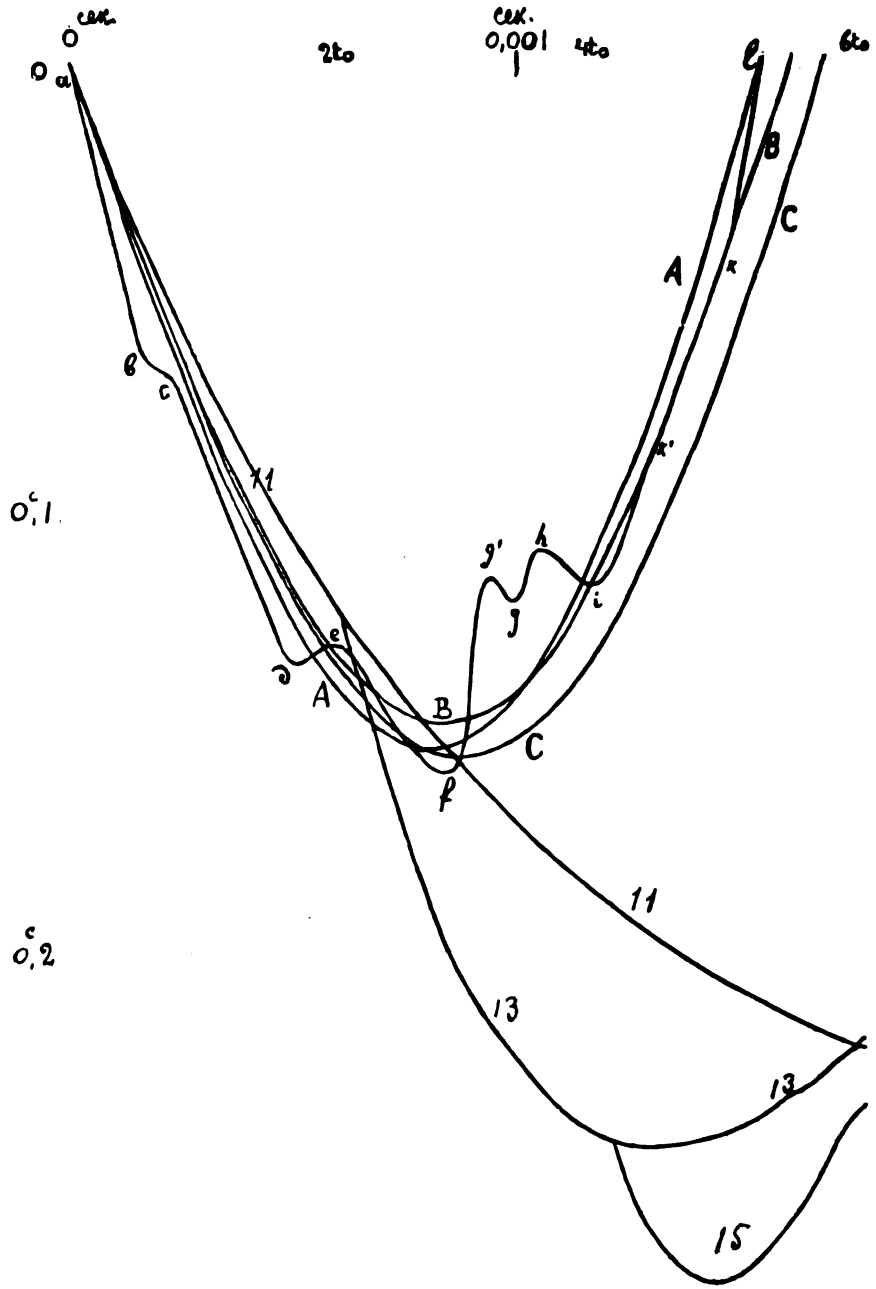


Fig. 8.

Digitized by Google

Sinusoide *A* des Grundtones der Trajectorie des Hammers auf der Morin-Trommel. Es zeigt sich, daß die Trajectorie *B* der Freischwingungen des Dynamometers, berechnet nach der Näherungsmethode St. Venant's und *C* nach der genauen Methode von Navier-Fourier-Kriloff[4]) dem wahren *A* sehr nah ist. Die Methode der discontinuierlichen Funktionen[5]) ergibt eine Kurve 11, 13, 15 (Fig. 8), die weit entfernt ist von der, welche tatsächlich der Bär zeichnet, und ist daher für unsere Anwendung nicht tauglich.

Der am Amboß angebrachte Stift Z (Fig. 1) zeigt jedoch (Fig. 10), daß der Dynamometer mit dem Hammer nicht in steter

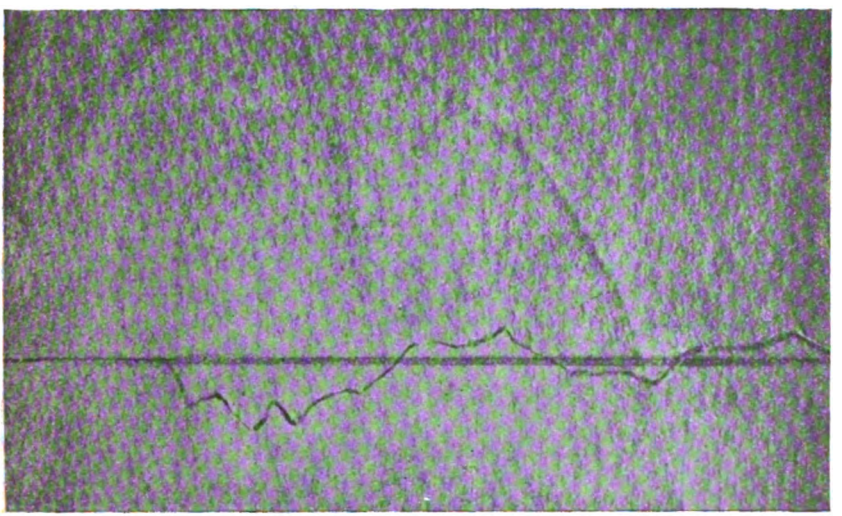


Fig. 9.

Berührung bleibt, wie es im § 2 (Seite 5) angenommen ist. Im Augenblick des Aufschlagens ist die Geschwindigkeit des Bären

[4]) Clebsch-St. Venant. Théorie de l'élasticité des corps solides. Paris, 1883. Note finale du § 60,4 Pages 480a et 480i.

A. Kriloff. Einige Bemerkungen über Crushers und Indicatoren (87). — Bulletin de l'académie Imp. des sciences de St. Pbg., Mai 1909.

[5]) Love. A treatise on the mathematical theory of elasticity. London, 1893, II. chap. XVII, §§ 274—277.

Boussinesq. Application des potentiels.

Pearson. Elastic researches of B. de St. Venant. §§ 339—341, 401—407.

J. Routh. Ditto, §§ 612—615.

Digitized by Google

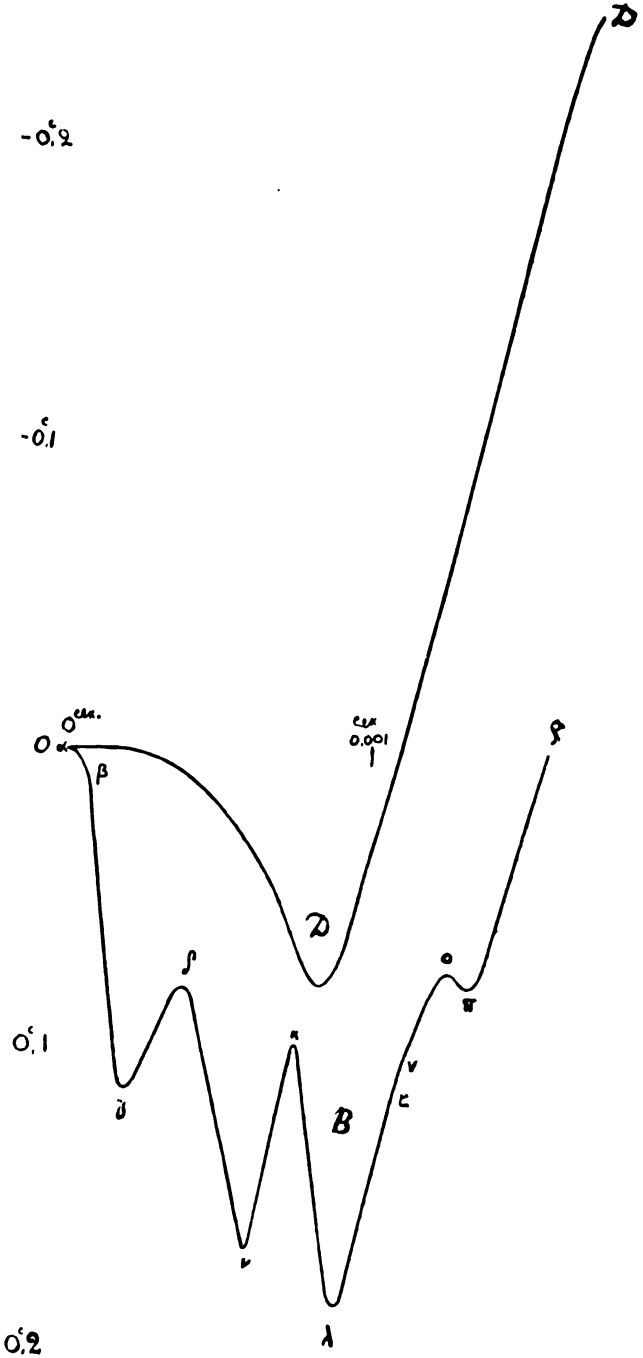


Fig. 10.

Digitized by Google

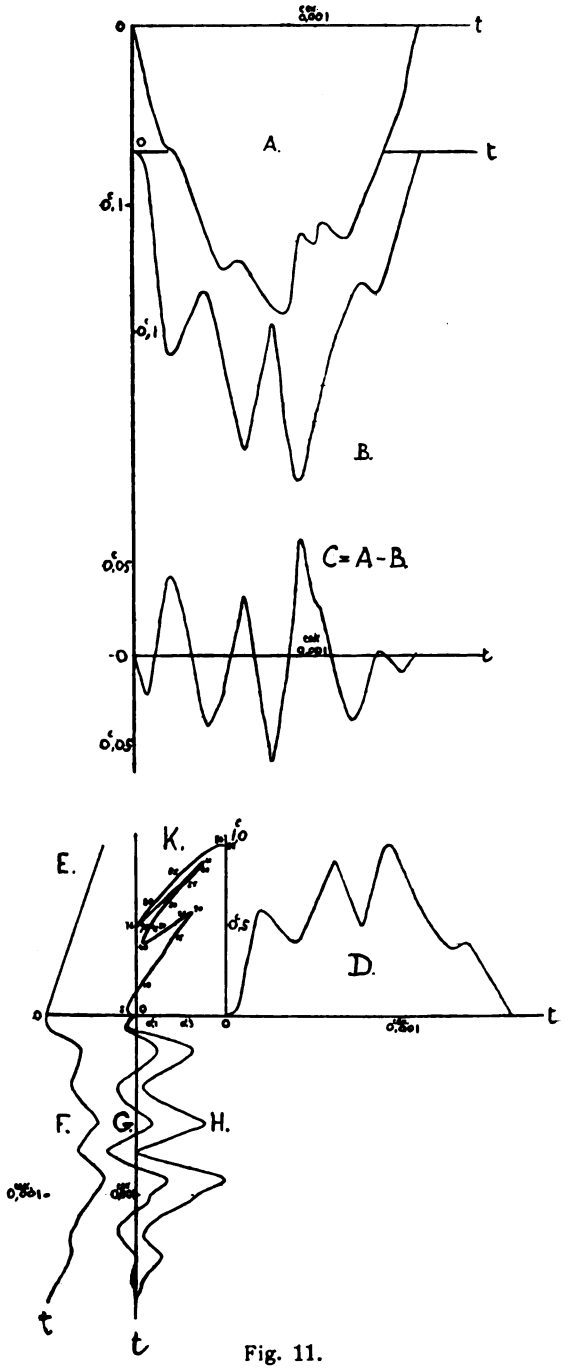


Fig. 11.

Digitized by Google

377·5 cm pro Sekunde und die des Ambosses Null. Während der ersten 0·00008 Sekunde von α bis β (Fig. 10) erreicht diese die Geschwindigkeit des Hammers mit einer Beschleunigung von 116 km pro Quadratsekunde, überholt sie hierauf und erreicht 926 cm pro Sekunde. Darauf treten beim Dynamometer komplizierte Vibrationen ein (Fig 9 und B. Fig. 10). Der Grundton besitzt dieselbe Periode (0·00312 Sekunden) wie der Bär und eine Amplitude von nur 28% von der Hammeramplitude. Bei den höheren Tönen sind die Amplituden groß, sie erreichen die Hälfte der Grundtonamplitude und bilden eine Reihe, die überaus langsam konvergiert. Die Interferenz zwischen den Tönen gibt Oscillationen, dessen Amplituden um 14% größer sind als die Amplitude des Rammbären, so daß es dem Amboß gelingt, während eines Schlages bis dreimal auf den Hammer aufzuschlagen, mit einem Druck, der 2·76mal den ursprünglichen Stoß übertrifft, wobei sich die Wellen *abc . . . l* um die Linie *A* bilden. (Fig. 8.)

Die mathematische Analyse ermöglicht die Berechnung der erzwungenen Schwingungen eines Stabes, wenn die ihn zum Schwingen bringende Kraft f (t) als Funktion der Zeit bekannt ist.[6]) Aber die Analyse hat uns das Gesetz der Veränderung dieser Kraft noch nicht gelöst, selbst nicht für den einfachen Fall des longitudinalen Schlages eines Hammers auf einen Stab, dessen anderes Ende befestigt ist, und es fehlen uns noch die Unterlagen zur analytischen Berechnung der erzwungenen Schwingungen.

Freilich könnte man (Fig. 10 und 11) die Kraft f (t) als proportional den Ordinaten der Kurve *A* (Fig. 8) ansehen, aber wir erhalten dann anstatt *B* eine unrichtige Kurve *D*. Eine bessere Methode ist die, die Ordinaten der Schwingungen des Dynamometers *B* (Fig. 11) von den Ordinaten der Schwingungen des Bären *A* abzuziehen und so die Kurve *C* zu ermitteln, deren Abschnitte unterhalb der Abszissenachse positiv sind und die Eindrückung der auf einander schlagenden Stellen darstellen.

Die Ordinaten der experimentell festgestellten Kurve *C* können als proportional mit der Kraft f (t) angesehen werden. Bei Einführung dieser so erhaltenen Größe f (t) in die Gleichung der Schwingungen finden wir näherungsweise nur den Teil α β γ der Kurve *B*, welche schon automatisch registriert wurde und uns zum Zeichnen der Kurve *C*,

[6]) A. Kriloff. Ditto (94).

Digitized by Google

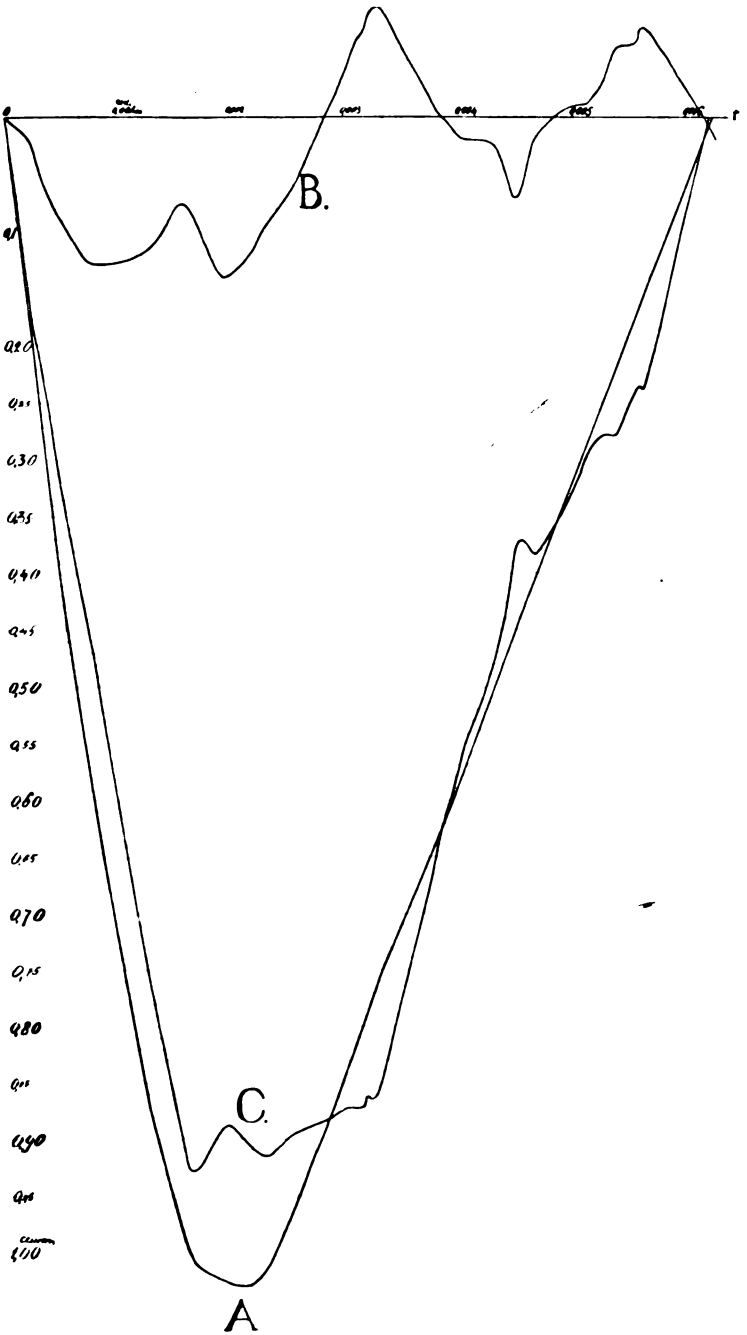
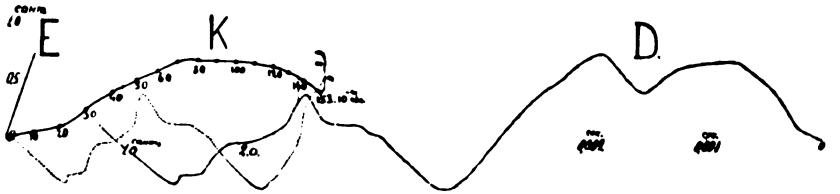


Fig. 12.

Digitized by Google

der Grundlage unserer Berechnungen, gedient hat. Die Berechnungen sind von keinem praktischen Nutzen und führen nur zur Überprüfung der Gleichung der Schwingungen für den Fall, daß



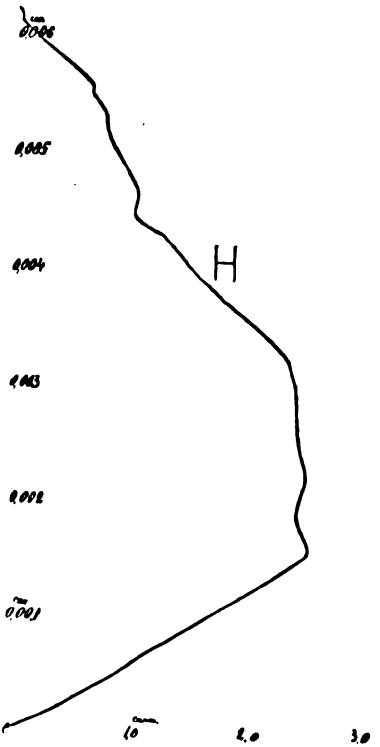


Fig. 13.

zwischen Hammer und Amboß nichts dazwischengelegt worden ist. Größere Fehler werden in diese Überprüfung eingeführt, wenn wir in den Berechnungen die Druckelemente eines mehr oder weniger zähen Materials einsetzen; und wir sind in Zweifel gekommen, ob C (Fig. 11 u. 12) die Kraft $f(t)$ ausdrückt.

Das Experiment ergibt uns leicht $C = A - B$, wenn der Hammer unmittelbar auf den Amboß schlägt (Fig. 11), oder wenn z. B. ein Kupferzylinder $d = 10$ mm, $h = 15$ mm eingelegt ist (Fig. 12). Die Kurven K (Fig. 11 und 13) zeigen in beiden Fällen das, was die Nadel zeichnen würde, wenn sie ganz starr wäre. In derselben Zeit ergeben die Kurve Fig. 17 und die Nullordinate ihres Netzes dieselben Resultate, nur mit dem Unterschiede, daß die Kurve die Nadelschwingungen enthält. (Die Periode der freien Schwingungen dieser Nadel ist 0·00068 Sekunden. Die Kirchhoff'sche Methode zur Berechnung der Freischwingungen ganzer Kegel und jene von

Digitized by Google

W. Stekloff-B. Suschenkoff für abgestumpfte Kegel[7]) ergeben ein Resultat, das bemerkenswerte Kongruenzen mit den auf der Morin-Trommel erhaltenen Zahlen konstatieren läßt.) An den Kurven K bezeichnen die Zahlen Hunderttausendstel einer Sekunde und geben einen Begriff von der ungeheuren Größe (über 600 Kilometer per Quadratsekunde) und der sehr kurzen Dauer der Beschleunigungen, welche die Nadel verbiegen und die weder die Zeit haben, sie zu brechen, noch auch, sie bis zur Elastizitätsgrenze zu bringen.

§ 3.

Alles Dargelegte offenbart, wie viel Unregelmäßigkeiten die Schwingungswellen in die Diagramme des Apparates Fig. 1 bringen und wie machtlos die mathematische Physik ist, um hier zu helfen.

Aber auch diese Unregelmäßigkeiten folgen einem Gesetz, und diese Tatsache kann in unserem Falle für praktische Zwecke ausgenützt werden. So weist z. B. die Tabelle auf Seite 15 eine große Übereinstimmung mit den Resultaten der Zerreißproben und den aus den Schlagdiagrammen erhaltenen Zahlen auf, und macht die praktische Bedeutung derselben ersichtlich. Die Zahlen, die aus den Diagrammen 14, 15 und 16 erhalten worden sind, sind mit einer dicken Linie in der Tabelle umrahmt.

Alle Probestücke wurden aus einer einzigen Schmelze der Putiloff-Werke entnommen und sind daher alle aus Chrom-Nickel-Stahl ganz gleicher Zusammensetzung. Die Härtungstemperatur war eine und dieselbe; es kamen aber zehn verschiedene Anlaßtemperaturen zur Anwendung. Die Probestücke waren hergestellt für:

1. Die statische Zugprobe längs den Fasern, die durch die Probe einander genähert werden.

2 Die statische Zugprobe senkrecht zu den Fasern, welche durch die Probe auseinandergetrieben werden.

3. Druck von Probestücken $d = 6$ mm, $h = 9$ mm, auf meiner statischen Maschine[8]) längs den Fasern, die hiedurch auseinander getrieben werden.

4. Druck Fig. 14 senkrecht zu den Fasern, welche hiedurch einander genähert werden.

---

[7]) Kirchhoff. Gesammelte Abhandlungen. Leipzig, 1882, Seite 350—353. Fürst Gagarin. Apparate für Angabe der Abhängigkeit zwischen dem Druck und den Deformationen während des Schlages. St. Pbg. 1912.

[8]) Fürst Gagarin. Bericht A 16 f des Brüsseler Kongresses, 1906.

Digitized by Google

5. Druckstöße eines Hammers von 12.591 g aus der Höhe von 75 cm auf Probestücke d = 6 mm, h = 9 mm längs der Fasern, sie auseinander treibend.

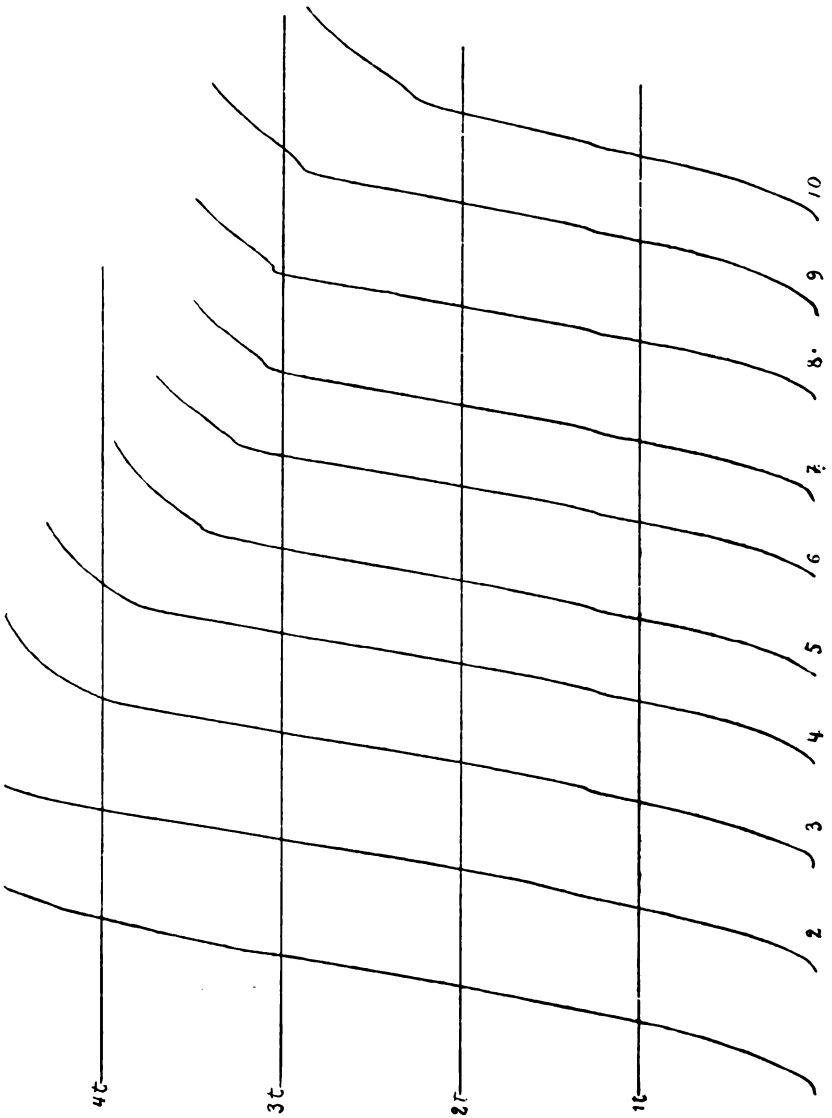


Fig. 14.

6. Druckstöße (Fig. 15) senkrecht zu den Fasern, sie einander nähernd.

Digitized by Google

	No	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
	T	350°	400°	450°	475°	500°	525°	550°	575°	600°	650°
Das Nähern der Fasern	E	149	147	136	126	117	111	107	103	96	80
	R	159	156	139	127	119	114	111	108	104	87
	A	6·7	6·7	7·7	8·5	10·8	11·6	10·0	14·9	11·1	19·6
	S	25·0	29·0	35·5	36·3	45·2	48·7	45·2	53·1	49·8	62·3
	e	>177	>177	138	133	122	116	109	108	102	80
	C	8·2	8·6	8·1	8·2	7·9	7·8	8·0	7·7	7·6	6·7
	c_1	0·7	0·2	0·8	0·7	1·8	0·9	1·0	1·3	1·3	1·6
	c_2	2·3	1·9	2·4	2·8	3·3	2·8	3·1	3·1	3·2	3·6
	F	3·1	2·9	2·8	2·4	2·0	2 0	2·0	2·0	2·1	1·9
	f_1	2·1	2·8	2·2	2·7.	2·7	2·1	2·0	2·2	2·4	2·6
	f_2	7·6	7·0	6·8	7·8	7·8	7·9	7·1	7·6	7·8	8·4
Das Auseinanderreißen der Fasern	E	147	140	133	126	120	112	105	98	95	79
	R	158	146	137	128	122	116	109	102	100	86
	A	1·8	4·1	8·1	7·7	8·8	10·6	12·3	13·9	12 4	18·6
	S	4·7	9·2	16·6	33·0	30·4	36·2	42 8	50·9	42·8	57·3
	e	>117	143	122	120	118	111	108	103	95	74
	C	9·0	9·0	7·9	8·6	8·0	8·1	8·0	7·9	7·8	6·4
	c_1	1·0	0·7	0·8	1 0	1·0	1·1	1·0	1·0	1·2	1·8
	c_2	2·8	2·7	2 9	3·0	2 9	3·2	3·0	3·1	3·2	3·5
	F	3·2	2·1	2·8	3·0	2·3	2·2	2·2	2·3	2·0	1·9
	f_1	1·6	2·9	2·2	2·3	2·3	2·3	2·2	2·3	2·2	2·3
	f_2	4·6	7·7	8·0	8·6	8·2	8·0	7·9	8·2	7·7	7·8

Digitized by Google

7. Die Diagramme 16 wurden erhalten durch Schläge derselben Art und Größe, die mit biegender Wirkung auf Probestücke 6 × 6 mm und 25 mm Länge zwischen den Stützen mit Hilfe des Apparates Fig. 1 und des Ambosses Fig. 3 längs der Fasern ausgeführt wurden und durch die die Fasern einander genähert wurden.

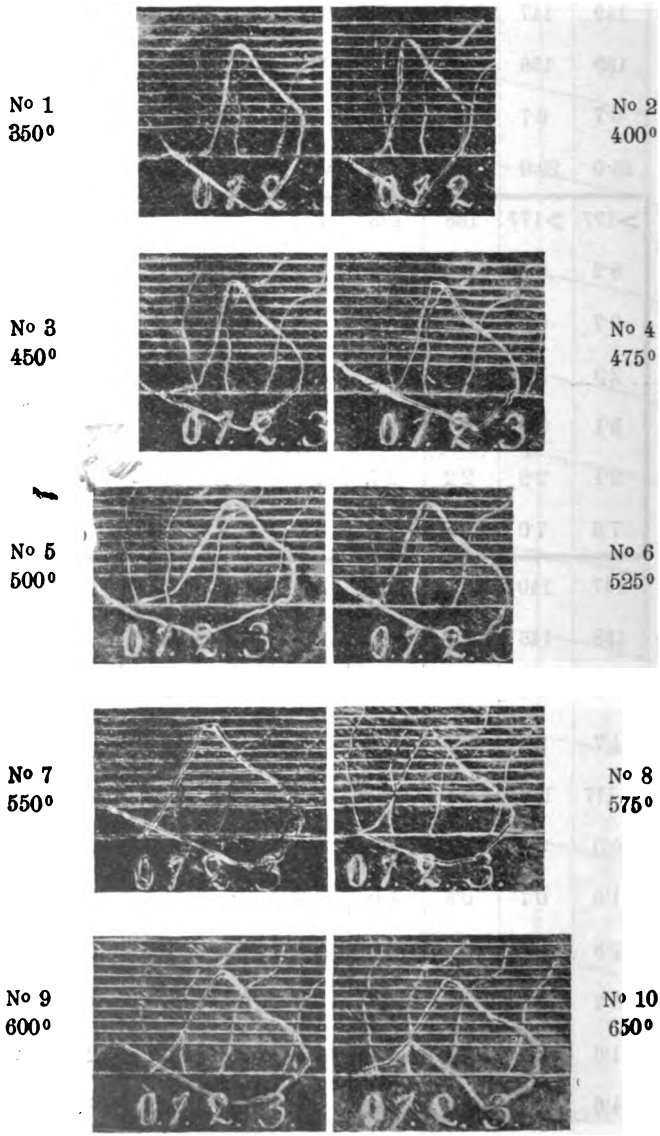


Fig. 15.

Digitized by Google

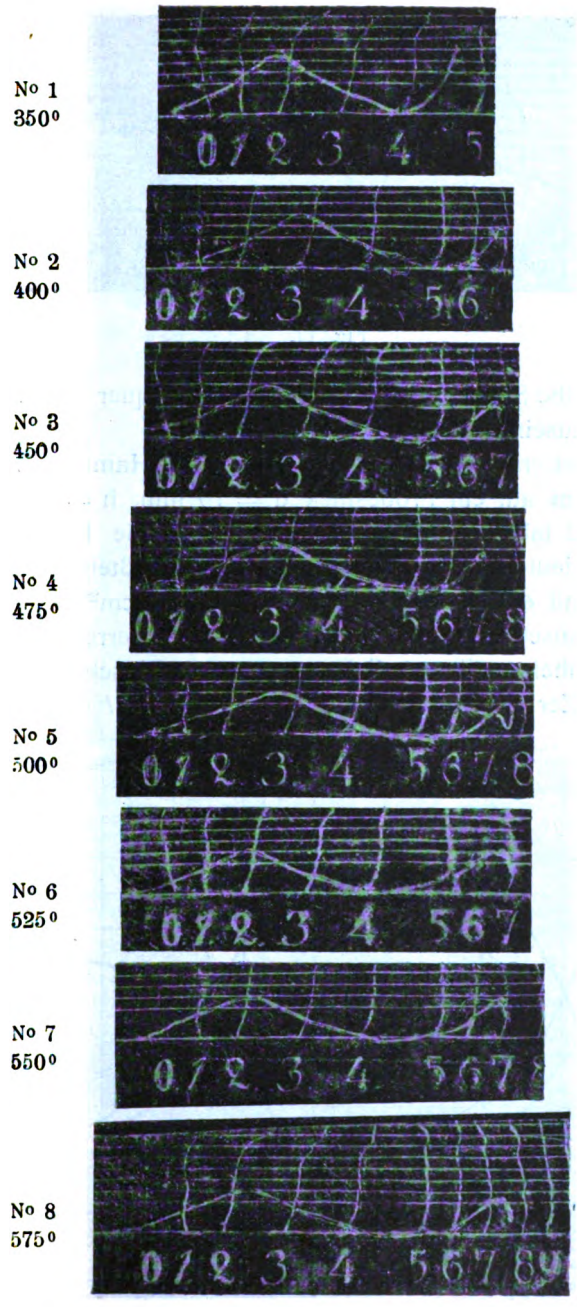


Fig. 16.

Digitized by Google

Fig. 17.

8. Derselbe Schlag mit biegender Wirkung quer zu den Fasern, welcher sie auseinander treibt.

Fig. 17 ist erhalten beim Schlage desselben Hammers von einer Höhe von 4 m auf ein Probestück d = 10 mm, h = 15 mm. Die Resultate sind tabellarisch dargestellt, wobei die Bezeichnungen folgendes bedeuten: *N°* Stahlnummer, *T* Anlaßtemperatur nach Celsius, *E* und *e* Elastizitätsgrenzen in kg per cm² für statische Zug- und statische Druckbeanspruchung, *R* Zerreißfestigkeit in denselben Einheiten, *A* und *S* Dehnung und Einschnürung (Contraction) bei Zerreißproben in Prozenten, *C* und *F* Maximalkräfte

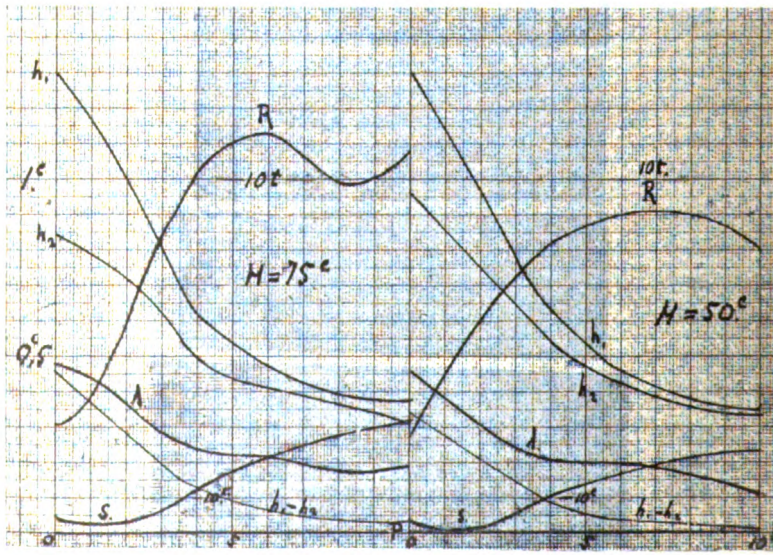


Fig. 18. Fig. 19.

Digitized by Google

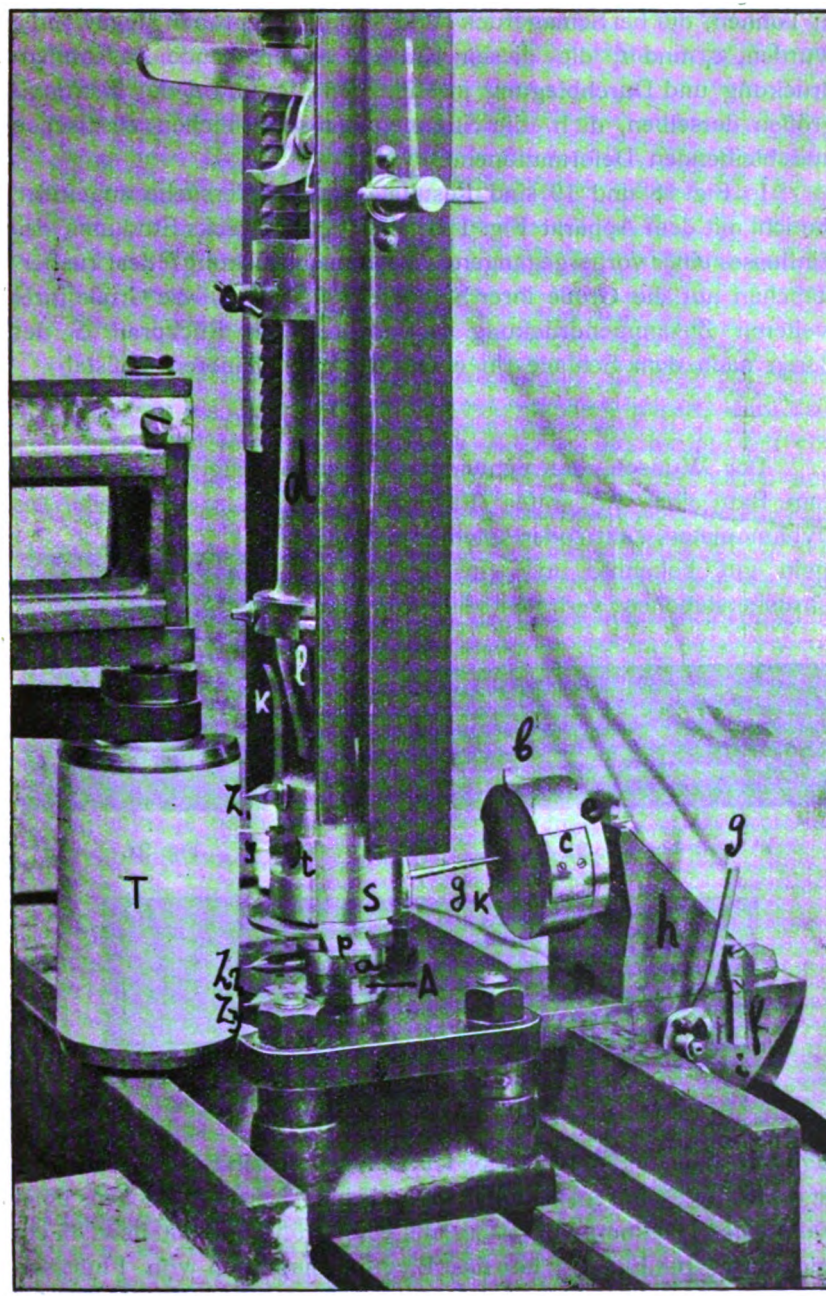


Fig. 20.

Digitized by Google

in Tonnen, die bei Schlagdruck- und Schlagbiegeproben aufgewendet wurden, c_1 und f_1 die diesen Kräften entsprechende Zusammendrückung und Durchbiegung in Millimetern, c_2 und f_2 die Maximalgrößen derselben, d. h. die Summen der schließlichen elastischen und bleibenden Deformationen.

In Fig. 18 und 19 sind Resultate anderer Versuche angeführt, die ich mit dem Apparat Fig. 1 erhalten habe zwecks Studiums des Einflusses einer vorhergegangenen Zusammendrückung P der Crusherstäbchen auf die Größe ihrer Schlagfestigkeit R, auf die Größe ihrer weiteren Zusammendrückung λ und auf den Rückprall S des Bären nach dem Schlage (in einem 100 mal kleineren Maßstab).

§ 4.

Der Wunsch, die Schwingungen zu beseitigen, führte mich zum Bau eines Apparates (Fig. 20), in welchem die Stelle des Dynamometers ein oder mehrere allgemein gut bekannte und gut erprobte[9]) Chrusherstäbchen vertreten, die frei von

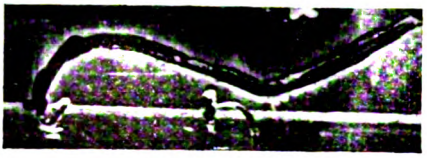


Fig. 21.

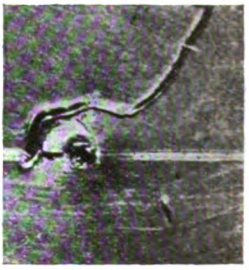


Fig. 22.

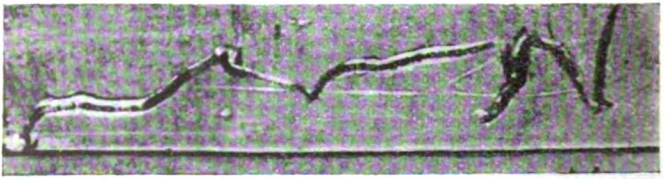


Fig. 23.

Schwingungen und die von unbedeutender Masse sind. In Fig. 21 und 22 ist die Kompression eines kupfernen und eines eisernen Stäbchens beim Falle eines Hammers von 10 kg aus einer Höhe von 250 bzw. 85 cm angeführt. In Fig. 23 ist das Biegungsdiagramm von Flußeisen

[9]) Sarrau & Vielle. Etude sur l'emploi des manomètres à écrasement, Mémorial des poudres et salpètres. Paris, 1883, I, pages 387, 393 et 425.

Digitized by Google

verzeichnet, unter Benützung beider Apparate (Fig. 20 und 3), wobei der Hammer von 10 kg aus einer Höhe von 75 cm herunterfiel.

Leider sind die angeführten Diagramme nicht frei von Schwingungen. Beim Fall des Rammblockes von 2·5 m erreichen die Schwingungsamplituden des Deckels S und seines Stiftes Z_1 .... ± 4 mm und die des inneren Deckels a und seines Stiftes Z_2 .... $\pm$ 1·2 mm und nur der Boden des Apparates und der Stift Z_3 vibrieren vor der Morin-Trommel nicht.[10])

§ 5.

In Anbetracht des Vorstehenden unterzog ich mich der Mühe, den Apparat bis aufs äußerste zu vereinfachen, derart, daß kein Teil mehr vibriere. Das Probestück K (Fig. 25) trennte ich von den Stäbchen C durch den gehärteten Amboß b, der auf C aufruht. Die Führungen ersetzte ich durch die Blattfedern d. An dem Hammer brachte ich einen sphärischen Hohlspiegel a an. In das Plättchen b schraubte ich die kleine Achse e ein, um welche sich der flache Spiegel f (1 mm^2 Oberfläche) mit gespaltenem Schwänzchen drehen kann. Die kleine Schraube i bewirkt, daß das letztere in beständiger Berührung mit dem Boden g verbleibt. Das Strahlenbündel aus der Lampe S wird beim Fallen des Hammers von dem sphärischen Spiegel a, dann von f reflektiert und fällt als Brennpunkt auf die photographische Platte l. Aus Fig. 26 ist ersichtlich, wie der Brennpunkt, je nach dem Sinken des Bären und der Deformation des Probestückes, auf der Platte l von rechts nach links, von 1 nach 3, sich verschiebt.

[10]) Das Kugellager, auf welchem die Morin-Trommel T hängt, Fig. 24, besitzt bei gegebenem Durchmesser der Schale und der Kugeln konische Oberflächen, die unter Erfüllung der Bedingung des regelmäßigen Laufens ohne Gleiten, sich möglichst der Form einer Ebene und eines Zylinders nähern. Konstruktion: Auf dem Durchmesser der Schale wird ein Quadrat konstruiert und von dessen Eckpunkten Tangenten zu den Kugeln gezogen. Prince Gagarine, Roulements à billes. „Génie Civil", Paris, 1899, tome 35, N° 23, page 320.

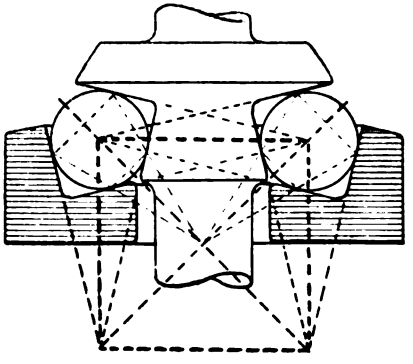


Fig. 24.

Digitized by Google

Gleichzeitig kommt der Spiegel *f*, je nach dem Maß des Zusammenpressens der Crusherstäbchen *C*, in geneigte Stellung (Fig. 20) und zeigt durch das Emporheben des zurückgeworfenen

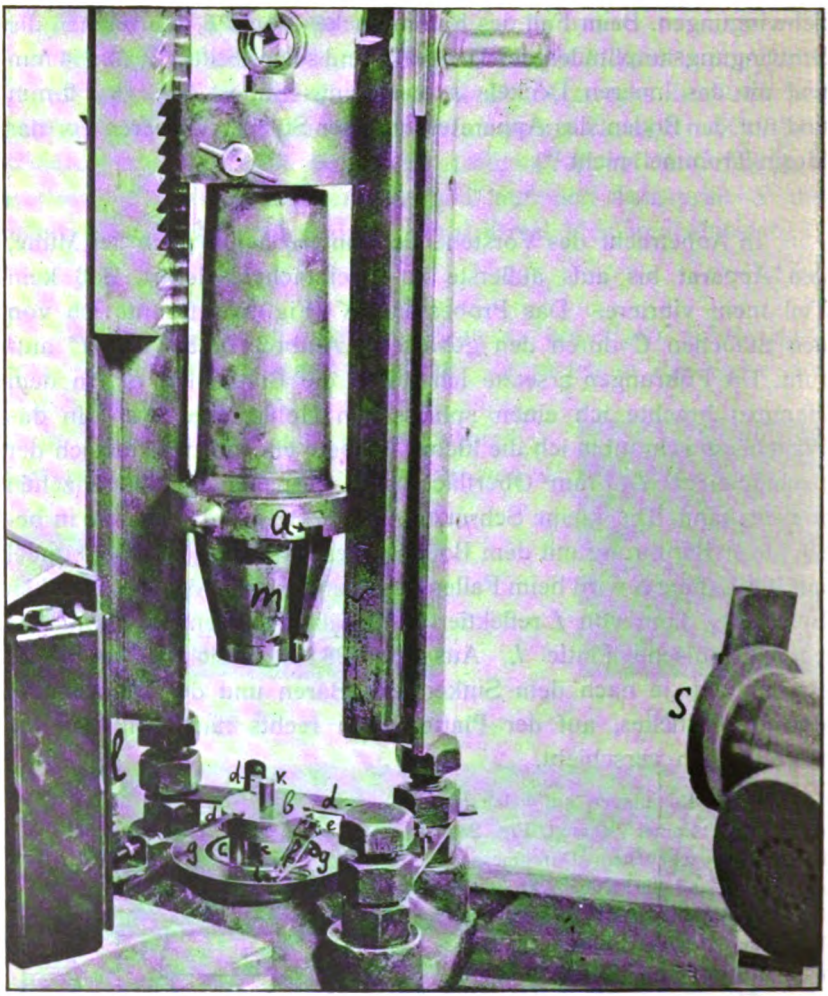


Fig. 25.

Strahlenbündels auf derselben Platte *l* die Steigerung des Druckes an. In Fig. 27 ist das mittels des Apparates Fig. 25 erhaltene Druckdiagramm von Stahl wiedergegeben. Auf demselben ist die Elastizitätsgrenze scharf bezeichnet, die Perioden der außerordentlich

Digitized by Google

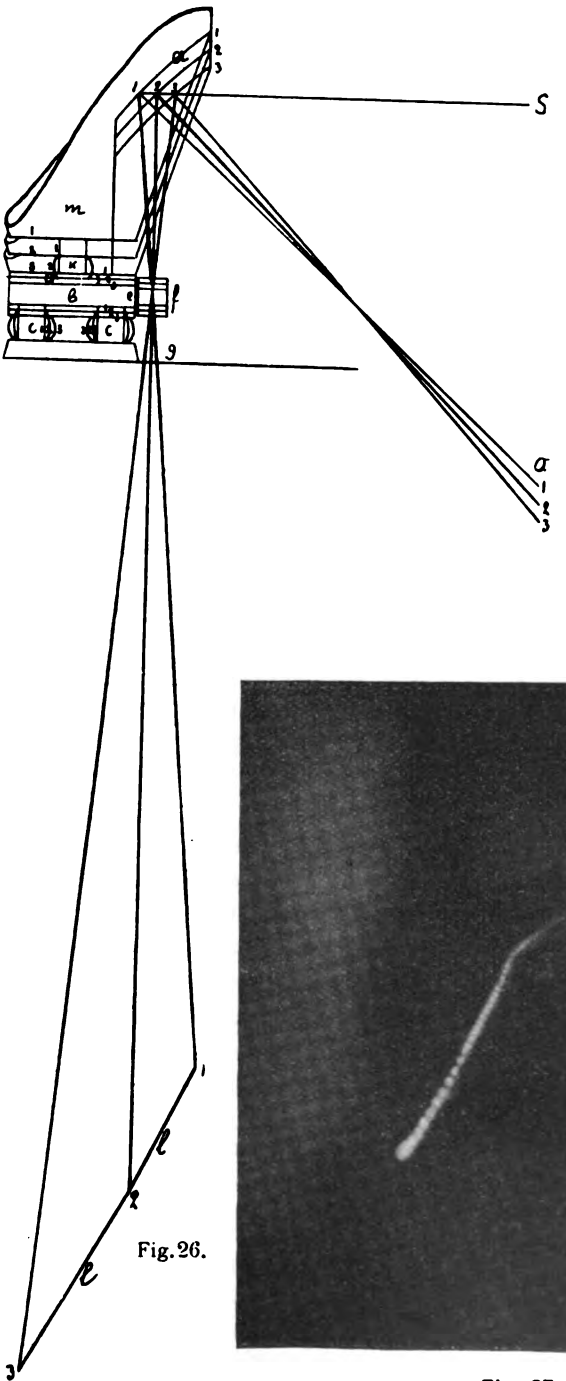


Fig. 26.

schnellen Vibrationen des Amboßplättchens *b* sind in Form von Perlen auf der gezeichneten Linie zum Ausdruck gekommen und führen das Element der Zeit ein, indem sie die Möglichkeit verschaffen, die Veränderungen in der Geschwindigkeit, mit der das Diagramm gezeichnet wurde, zu beurteilen.

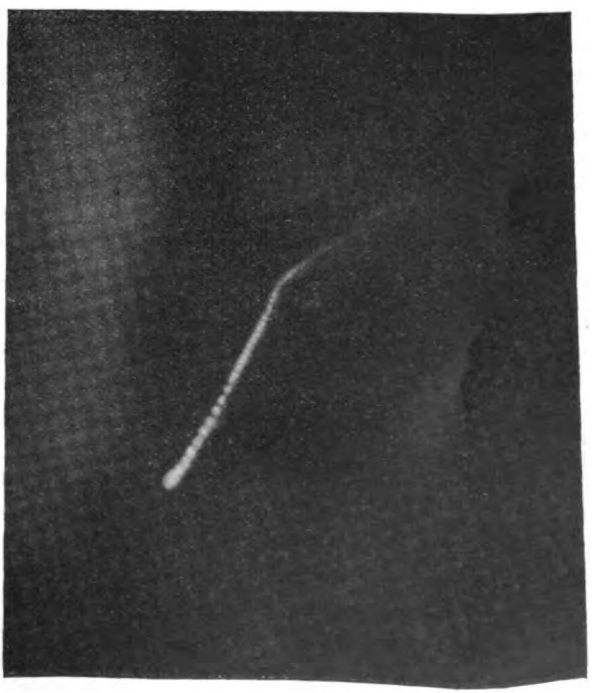


Fig. 27.

Digitized by Google

Hier habe ich meine Arbeiten mit dem nichtelastischen Dynamometer unterbrochen.

Der vorliegende Artikel bildet einen Auszug aus dem Buche in russischer Sprache: „Apparate zur Angabe der Abhängigkeit zwischen dem Druck und den Deformationen während des Schlages" von dem Fürsten Andreas Gagarin, St. Petersburg, 1912.

Zusammenfassung.

Das Diagramm (Fig. 17, S. 18), das mittels eines Federapparates gewonnen wird, charakterisiert das zu prüfende Material. Um die Schwingungen der Feder zu beseitigen, konstruierte ich eine optische Vorrichtung mit kupfernen Crusher-Zylindern als Dynamometer und erhielt ein Diagramm (Fig. 27, S. 23), in welchem das Element der Zeit durch die Perlen gekennzeichnet ist, weil jede Perle der Periode einer Schwingung entspricht und die Geschwindigkeit anzeigt, mit welcher die verschiedenen Teile des Diagramms aufgezeichnet wurden.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

□□ VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912 □□

IV9

ÜBER DAS VERHALTEN DES KUPFERS BEI DER KERBSCHLAGBIEGEPROBE.

Mitteilung aus der „Proefstation voor Bouwmaterialen" **Koning & Bienfait**, Amsterdam. Von **H. Baucke.**

Einleitung.

Über das Verhalten des Kupfers bei der Kerbschlagbiegeprobe liegen bis jetzt nur spärliche Daten vor. In der Praxis gilt Kupfer als ein zähes, biegsames Material; es besitzt nach Osmond in der Regel allen Versuchsmethoden gegenüber Plastizität (1).

E. Heyn (2) hat den Einfluß der Erhitzung auf die Biegsamkeit des Kupfers eingehend studiert. Daten über Kerbschlagbiegeproben gibt L. Guillet (3) für manganhältiges Kupfer, in Frankreich für Stehbolzen vielfach benutzt. L. Guillet und L. Révillon erwähnen mit wenigen Worten diese Probe in einem Beitrage für den V. Int. Kongress (4).

Daß im übrigen noch Lücken bestehen in der Kenntnis des Kupfers, beweisen die Diskussionen der betreffenden Kommission: 38 des V. Kongresses (5). Für näheres Studium der Sprödigkeit wird aber die Messung der spezifischen Brucharbeit (Résilience) nicht empfohlen. Aus welchen Gründen ist nicht ersichtlich. Verfasser dieser Abhandlung hat sich eingehend mit der Untersuchung des Kupfers auf Brucharbeit beschäftigt, und es schien eine Veröffentlichung seiner Resultate als Abhandlung für den V. Kongress nicht unzeitgemäß.

Arbeitsplan.

Die Frage, welche Methode für die Untersuchung zu wählen, wurde zu Gunsten der Arbeitsweise nach Frémont entschieden, und zwar aus folgenden Gründen:

Digitized by Google

a) Die Schlagbiegeprobe mit scharfer Einkerbung ist, nach Charpy (6) wissenschaftlich die beste.
b) Das Kupfer ist in der Regel nicht homogen. Es enthält einen Fremdkörper (Oxydul) und es ist deshalb die Verwendung kleiner Probestäbchen zu bevorzugen.
c) Das Kupfer kommt in der Praxis überhaupt nicht in schweren Profilen vor. Man ist also genötigt, falls man nach Charpy arbeiten will, den Normalstab 10×10 mm zu benützen, welcher nur wenig von dem Stabtypus nach Frémont abweicht.
d) Wo in dem Laufe der Versuche die Erfahrung gemacht wurde, daß auch die scharfe Einkerbung nicht zum Bruche des Probestabes führte, erschien eine Prüfung mit zylindrischem Einschnitte gar wenig am Platze. Die Untersuchung umfaßte: 1. Reines Kupfer. 2. Einfluß von Nebenbestandteilen. 3. Übliche Handelsware. 4. Einfluß der Heiß- und Kaltbearbeitung. 5. Beziehungen zwischen Brucharbeit und Zugprobe.

Arbeitsweise.

Normalprobestäbchen nach Frémont wurden mit dessen Fallhammer auf Brucharbeit untersucht. Die Stäbchen wurden mit einer Säge bis auf 7 mm scharf eingeschnitten. Für die Messung des verbrauchten Arbeitsquantums wurde eine von J. C. Schroeder van der Kolk entworfene und ausgeführte Registriermethode benutzt. Mittels dieses Apparates wird die Rücksprunghöhe des Hammers nach dem Schlage gemessen, statt der Eindruckshöhe der Spiralfedern.

Chemische Analysen wurden nach der Methode von Hampe angegeben ausgeführt. Sauerstoffbestimmungen geschahen durch Reduktion im H-Strome und Wägung des gebildeten Wassers. Metallographische Untersuchungen geschahen immer in Längs- oder Querschnitten des Metalles, wobei mit Ammonrelief poliert wurde, wie von Behrens (7) angegeben.

Materiale.

Als reines Kupfer diente Elektrolytkupfer, von der Norddeutschen Affinerie in Hamburg bezogen. Nebenbestandteile wurden durch doppelte Schmelzung im Koksofen hineingebracht. Vielfach wurde dabei die unangenehme Eigenschaft der Lunkerbildung, welche bei Kupfer sehr stark entwickelt ist, empfunden. Es wurden nur

Digitized by Google

aus den lunkerfreien, gegossenen Würfeln von etwa 6 cm Kantenlänge, durch passendes Heißschmieden unter dem Dampfhammer, manchmal auch durch Kalthämmern (unter Ausglühen) Versuchsstreifen von 10 mm Dicke hergestellt, denen die Probestäbchen ohne weiteres entnommen wurden.

Die Bildung des Lunkers wird am besten vermieden durch langsame Abkühlung und möglichst geringe Höhe der Gußform.

Resultate.

Die Zahlen beziehen sich auf den wirksamen Querschnitt des Versuchsstückes 7×10 mm und sind also nicht auf 1 cm^2 umgerechnet, was bekanntlich ohne weiteres bei Kerbschlagbiegeproben auch nicht angängig ist. Die Brucharbeit soll weiterhin mit S. B. bezeichnet werden. Die Zahlen sind Mittelwerte aus 6 Versuchen. Die Zahlen zwischen Klammern bedeuten den höchsten und niedrigsten Wert. Falls nicht anderswo ausdrücklich erwähnt, beziehen sich die Daten auf Stäbe, die parallel der Längsrichtung der Schmiede- oder Walzstücke geschnitten wurden.

1. Reinkupfer.

(Elektrolytkupfer von der Norddeutschen Affinerie in Hamburg bezogen, Barren in Kokillen gegossen von etwa 45×6×6 cm.)

Analyse.

Cu 99·884 — Bi Spuren — Pb 0·008 — Fe 0·018 — O 0·080%.

Material	S. B. in Kilogramm	Bemerkung
Elektrolytkupfer, gegossen	1·4 — (2—1)	—
Idem: verschmiedet zu $^2/_5$ der ursprüngl. Dicke	4·3 — (6—2)	abgeschreckt in Wasser
„ „ „ $^2/_5$ „ „ „	6·0 — (6·5 - 5)	langsam abgekühlt
„ „ „ $^1/_5$ „ „ „	14·3 — —	idem
„ „ „ $^1/_9$ „ „ „	14·2 — —	(Längsricht.) idem
„ „ „ $^1/_9$ „ „ „	6·4 — —	(Querricht.) idem

Digitized by Google

Es ist in der Praxis wohl kaum möglich, ein reineres Material herzustellen. Aus reinstem Kupfervitriol kann man sich vielleicht im Kleinen ein noch reineres Kupfer darstellen, jedoch wird dies nach dem Schmelzen stets O, Si und Fe enthalten, also keine Vorteile besitzen gegenüber dem im Betriebe hergestellten Elektrolytkupfer. Die Herstellung O-freien Metalles ist ohne Zusatz eines speziellen Reduktionsmittels wohl kaum möglich, wenn man von dem Wasserstoff Abstand nimmt.

2. Einfluß von Beimischungen.

A. Gegossenes Kupfer:

Zusammensetzung	S. B. in Kilogramm
Cu 99·88 — Bi Spuren — Pb 0·08 — Fe 0·018 — O 0·08	1·4 — (2—1)
Cu 99·75 — Ni 0·06 — Fe 0·04 — O 0·12 — Bi 0·012 — Pb 0·015	1·0 — (2—1)
Cu 99·65 — Ni 0·02 — Fe 0·03 — O 0·11 — Bi — — Pb 0·13	1·0 — (2—0)
Cu 99·51 — Arsen 0·307% — O Spuren — Sn 0·06%	3·2 — (4—2)

Gezogenes Kupfer hat niedrige S. B., welche bei Abwesenheit von Sauerstoff etwas steigt,

B. Gewalztes (geschmiedetes) Metall:

a) Wismuth. Bi gilt als der gefährlichste Nebenbestandteil. Nach Hampe (8) soll schon bei 0·02% Bi Rotbruch eintreten, während bei höherem Gehalt Kaltbruch eintritt. Das Vorhandensein von Bi als Stibiat soll viel weniger gefährlich sein und erst bei 0·19% Gehalt Rot- und Kaltbruch verursachen. Dies gilt für statische Versuche. Für Schlagproben findet man ein ähnliches Resultat. Kupfer mit mehr als 0·025% Bi zerbröckelt heiß unter dem Hammer zu einem roten Pulver, oder es wird durchaus rissig.

Material	S. B. in Kilogramm
Cu mit 0·025% Bi	2·8 — (5—2)
Cu „ 0·02 Bi — 0·5 Ni — 0·25 As	4·0 — (6—2·5)

b) Arsen. Nach Hampe (l. c.) soll As in Form von Cuproarseniat, Rot- und Kaltbruch oberhalb 0·1% As-Gehalt hervor-

Digitized by Google

bringen. Ist das As isomorph gelöst, so soll hievon viel mehr vertragen werden. Nach Robert Austen (9) soll 0·5% As die Zugfestigkeit nicht beeinflussen. Beim Einschmelzen von Cu-As-Legierungen findet ein As-Verlust von etwa 50% statt. Bei 0·61% As ist das Metall heiß kaum schmiedbar, besser kommt man zum Ziele mit Kaltschmieden unter Ausglühen. 0·6% As ist demnach auch das je in der Praxis vorkommende Maximum.

Material	S. B. in Kilogramm
Cu mit 0·53% As kaltverarbeitet	14·8 — (25—5)
Cu „ 0·61% As heißgeschmiedet	16·8 — (21—11)

Die ganz niedrige Zahlen sind erhalten mit rissigen Teilen der Schmiedestücke.

c) Antimon. Nach Hampe hat Sb ähnliche Wirkung wie As, jedoch weniger stark. Beim Schmelzen findet merklicher Sb-Verlust statt, der Guß ist dicht, genau wie bei den As-haltigen Güssen. Metall mit 0·56% Sb ist noch schmiedbar. Um Sb den schädlichen Einfluß des Bi zu neutralisieren, wurde eine Probe mit 0·5% Sb und 0·05% Bi hergestellt. Das Metall war aber gar nicht schmiedbar.

Material	S. B. in Kilogramm
Cu mit 0·37% Sb	11·5 — (13—8)
Cu „ 0·56% Sb	4·8 — (6—3)

d) Nickel. Nach Heckmann (11) soll Ni die Zähigkeit des Kupfers günstig beeinflussen; es bewirkt aber undichte Güsse. Im

Material	S. B. in Kilogramm
Cu mit 0·17% Ni, heiß geschmiedet	20·1 — (29—15·5)
Cu „ 0·31% Ni, „ „	22·8 — (26·5—21)
Cu „ 1·16% Ni, 0·12% Fe	15·8 — (20—11)
Cu „ 1·52% Ni	28·6 — (34—24)
Cu „ 0·15% Ni, 0·25% As	26·1 — (28·5—22)

Digitized by Google

Kleinen findet man dasselbe. Es wird ziemlich schwer, lunkerfreien Guß zu erhalten. Dagegen ist die Zähigkeit sehr groß.

Das letztangeführte Material ist vom Typus der Arsen-Nickel-Raffinade nach Heckmann (l. c.). Es gab schönen dichten Guß, war lunkerfrei und sehr gut schmiedbar.

e) Zinn. Die Grenze der Schmiedbarkeit liegt bei etwa 2% Zinngehalt. Sn gibt dichte dünnflüssige Güsse, erniedrigt aber die Zähigkeit.

Material	S. B. in Kilogramm
Cu 98·56 — Sn 0·95 — P 0·05 — Fe 0·17 — Zn 0·23% (mit Phosphorzinn hergestellt)	31·0 — (33—29) (Längsrichtung)
	27·7 — (29—27) (Querrichtung)
Cu 98·8% — Sn 1·20% (ohne Phosphorzinn hergestellt) .	28·4 — (29—27)
Cu 98·0% — Sn 1·92%	26·7 — (33—24) (teilweise rissig)

Die Probestäbchen wurden bei dem Schlage zusammengebogen, ohne in der Mitte einen Riß zu bilden. Die Arbeit war also eine reine Biegearbeit.

f) Zink. Zn gibt dünnflüssige Schmelze, durchaus dichten Guß, aber hartes Metall. Oberhalb $1^1/_2$% Zn ist es kaum mehr schmiedbar, es bilden sich leicht Risse im Schmiedestück.

Material	S. B. in Kilogramm
Cu 99·32% — Zn 0·68%	18·1 — (29—14)
Cu 98·54% — Zn 1·42% — Fe 0·04%	29·6 — (31—28)

Zn-haltiges Kupfer oxydiert leicht beim Erhitzen, es bilden sich Oxyd-Schichten, welche Rißbildung veranlassen. Rissige Stellen geben niedrige Werte für S. B. (14 kg). Bei tadellosen Probstücken lassen sich die Schenkel des Stabes zusammenbiegen.

g) Aluminium. Al gibt viel Abbrand beim Einschmelzen und zähflüssigen undichten Guß, welcher plötzlich erstarrt. Es läßt sich ein Al-hältiges Kupfer gut verschmieden, wiewohl die Zähigkeit zu wünschen übrig läßt.

Digitized by Google

Material	S. B. in Kilogramm
Cu 99·9% — Al 0·02% (Sauerstoffrei)	26·0 — (27—24)
Versuchsstäbe mit Proben gaben:	18·0 — —
Cu mit 0·02% Al aber Oxydulhaltig	5·2 — (9·5—2)
Cu „ 0·013% Al aus Al-Kupfer (10%ig, O-frei)	27·0 — (28—26)

h) Mangan. Nach Guillet (10) soll Cu mit 9% Mn sich noch walzen lassen. Cu mit $4^1/_2$% Mn soll sich für Stehbolzen in Lokomotivfeuerherden durchaus eignen. S. B. bei 3—$6^1/_2$% Mn-gehalt: 34—32 kg.

Mn-haltige Schmelze ist dünnflüssig, erstarrt schnell zu schönem dichten Guß; er ist etwas steif beim Schmieden.

Material	S. B. in Kilogramm
Mn 1·09%	34·0 — (35—33)
Mn 0·53%	30·6 — (32—30)
Mn 0·03%	30·2 — (33—27)

i) Magnesium. Versuche, Mn-haltiges Kupfer richtig zu schmelzen und zu schmieden, haben fehlgeschlagen. Es gibt zähen Guß, viel Abbrand mit MgO in der Asche.

k) Sauerstoff. Aus obigem geht hervor, daß gewisse Metalle den Wert für S. B. stark erhöhen. Mikrographisch läßt sich in solchem Kupfer mit 26—34 kg. S. B. die fast völlige Abwesenheit des Kupferoxyduls beweisen. Für ther-

O-Gehalt	Cu-Gehalt	Anz. d. Versuchsr.	S. B. in kg		Bemerkungen
O bis 0·007%	97·5—99·9%	15	26·0—34·0		Mn Sn Zn-haltig usw.
0·06%	99·4—99·7%	4	11·0—15·0		13·2 kg
0·08%	99·7—99·9%	2	10·5—10·9		10·7 „
0·09%	99·8—99·9%	2	14·3—19·0		12·6 „
0·10%	99·5—99·6%	2	10·8—12·2	cm Mittel	11·5 „
0·11%	99·5—99·9%	5	9·2—15·4		11·8 „
0·12%	99·5%	1	8·3		8·3 „
0·18%	99·7%	1	6·0		6·0 „
0·51%	99·3%	1	9·0		9·0 „

Digitized by Google

misch normal behandeltes Metall ist also die Anwesenheit des Fremdkörpers Cu_2O für die Brucharbeit (Resilienz) entscheidend. O-freie Kupfersorten haben demnach hohe S. B. (siehe unten). Verbranntes Kupfer mit niedrigem Wert für S. B. enthält jedoch ziemlich wenig O, z. B. 0·09%, während normal gebautes Cu mit z. B. 0·51% O, eine noch befriedigende S. B.-Zahl geben kann.

In der vorstehenden Tabelle sind die Beziehungen zwischen O-gehalt und S. B. niedergelegt.

Die Zahlen lassen erkennen, daß schon 0·06% O im Stande sind, den Wert für S. B. von 30 bis auf 10—12 Kilogramm herunterzudrücken und daß eine weitere Steigerung des O-Gehaltes nicht mehr von großem Einfluß ist. Der Cu-Gehalt selber steht in keiner Beziehung zur Größe der S. B.

C. Handelsware.

Von den Materialien aus der Praxis kommen in erster Linie Feuerbüchsbleche in Betracht. Als Mittelwert aus 16 Versuchen mit O-haltigem Kupfer verschiedener Herkunft und wechselnder chemischen Zusammensetzung gilt spezifische Brucharbeit für Stäbe (11) der Längsrichtung 11·7 Kilogramm, spezifische Brucharbeit für Stäbe (11) der Querrichtung 6·4 Kilogramm.

In untenstehender Tabelle sind die vornehmsten Typen angegeben.

Chemische Zusammensetzung in Hundertstel %											S. B. in kg	
Sb	Sn	As	Pb	Bi	Fe	Zn	Ni	Mn	O	Cu	Längsr.	Querr.
—	8	88	2	<1	11	1	—	—	6	99·44	11·0	10·5
—	—	—	1	1	2	—	9	—	8	99·80	11·0	5·5
—	—	—	11	—	4	12	—	—	8	99·56	9·0	6·1
—	—	1	3	1	5	—	23	—	10	99·57	10·9	3·1
—	2	—	5	1	3	22	10	—	10	99·48	10·8	9·1
—	1	—	—	<1	2	—	1	—	11	99·81	10·4	5·3
—	—	1	5	—	5	9	22	—	11	99·47	10·5	—
1	—	—	35	1	1	—	2	—	11	99·50	8·3	5·3
—	—	—	2	<1	19	1	—	—	11	99·66	13·6	10·1
—	1	—	3	<1	2	—	1	1	11	99·81	19·0	6·6
—	—	14	7	—	4	14	—	—	12	99·50	8·3	5·3

Digitized by Google

Als besondere Materialien gelten die Spezialkupfersorten nach Heckmann (11) für Feuerbüchsen und Stehbolzen, sowie seine Nickel-Arsen-Raffinade.

Material	S. B. in Kilogramm	Bemerkungen
Sn 2·01% — Zn 0·45% O Spuren	28·6 (30—28) Längsr. 26·3 (35—21) Querr.	(Feuerbüchse) Stäbe zusammengebogen
Sn 0·82% — Zn 0·40% O abw.	27·7 (30—27)	(Feuerbüchse) Stehbolzenkupfer
Ni 0·04% — As 0·07% Fe 0·03% — O Spuren	18·0 (32—16)	(Feuerbüchse) Probestäbe reißen auf (teilweise)

Auch hier verursacht die mikrographisch bestätigte Abwesenheit des Oxyduls eine Erhöhung der S. B.-Zahl. Bei As-Ni-Raffinade bleibt S. B. in der Größe zurück.

Heißbearbeitung.

Von E. Heyn (2) wurde die Möglichkeit der Überhitzung des Kupfers durch den Zurückgang der Biegezahl bewiesen. Was die S. B. betrifft, so ist eine einfache Erhitzung auf 700° C nicht von Einfluß, was auch für den O-Gehalt zutrifft, indem das Korn etwas gröber wird.

O-Gehalt % vor dem Glühen (10 Min. auf 700° C i. d. Muffel)		Spezifische Brucharbeit in Kilogramm			
vor	nach	vor dem Glühen		nach dem Glühen	
		Längsrichtung	Querrichtung	Längsrichtung	Querrichtung
0·10	0·08	11·0 (12—10)	5·5 (7·5—3)	9·9 (10·5—9·5)	5·0 (6—4)
0·09	0·10	13·6 (15—12·5)	10·1 (11—9)	11·2 (13·5—9)	9·1 (10—8)
0·10	0·10	10·9 (13—9)	3·1 (6—1)	12·4 (14·5—10·5)	8·5 (9—8)

Es ist also nur in einem Falle die S. B. in der Querrichtung merklich verbessert.

Überhitzung.

Es gelingt nicht leicht, Kupferstäbe in einem gewöhnlichen Feuerherd dermaßen zu überhitzen, daß die S. B. auf einige Kilogramm heruntersinkt. Erhitzt man einen Stab während 15 Min. im Luft- oder CO_2-Strome in einem Porzellanrohr auf 1055° C, so nimmt die S. B. nur wenig ab. Im direkten Feuer kann man wiederholt bis zum Abschmelzen der Ränder erhitzen. Verschmiedet

Digitized by Google

man einen überhitzten Stab, so kann die sogenannte „Überschmiedung“ eintreten und der Wert für S. B. sinkt stark. Sn oder Zn-haltiges Metall kann man überhaupt nicht spröde machen, es schmilzt im Feuer weg bevor der Sauerstoff tief eindringt.

Material	Spezifische Brucharbeit in Kilogramm	
	vor der Überhitz	nach derselben
Elektrolytkupfer	14	6·5 (8—3) (im offenen Herd)
„	14	4·2 (8—3) (2mal erhitzt im Herd)
„	14	10·0 (13—7) (im Porzellanrohr in Luftstrom)
„	14	12·0 (15—8) (im Rohr in CO_2-Str.)
Heckmanns Spezialkupfer . . .	31	12·0 (14—11) (im offenen Feuer)
Hüttenkupfer (Feuerbüchse) . .	13	2·9 (4—1·5) (überschm. i. d. Praxis)

Das überschmiedete Metall war typisch verbrannt, enthielt jedoch nur 0·09% Sauerstoff.

Kaltbearbeitung mit nachherigem Anlassen.

Bei der Messung der S. B. von kalt gezogenem Kupfer stößt man auf die Schwierigkeit, daß es in der Praxis keine Materialien von genügender Dicke für eine Frémontprobe gibt. Im Kleinen Bleche kalt zu walzen bis jeder Kristall Fadenform erlangt, ist wohl unmöglich. Es mußte daher eine Reihe Versuche mit dem stärksten handelsüblichen Profile angestellt werden, und zwar mit

Temperatur	Dauer des Glühens	Spezifische Brucharbeit in kg
15° C	— Stunden	7·1 (8—6·5)
100° „	192 „	7·5 (8—7)
200° „	90 „	15·7 (16—15·5)
350° „	2 „	16·5 (18—15)
400° „	2 „	14·5 (15—14)
500° „	2 „	16·0 (18—14)
600° „	2 „	16·5 (17—16)
700° „	2 „	18·0 (18·5—17)
800° „	1 Stunde	15·6 (16·5—14·5)
900° „	$1^1/_2$ Stunden	14·5 (14·5—13·5)
1000° „	10 Minuten	13·5 (14·5—13)
1025° „	10 „	14·5 (15—14)
1050° „	10 „	1·5 (2—1)

Digitized by Google

8-förmigem Trolleydraht mit einem wirksamen Durchmesser von 64·9 mm². Versuchsstäbchen 30 mm lang, demselben Probestück entnommen, an der einen Seite überall genau 1 mm tief konzentrisch scharf eingekerbt, wurden durch Erhitzung angelassen und auf S. B. untersucht.

Mikrographisch untersucht, war das Kupfer stark kalt gezogen, Oxydularm; es enthielt 0·02% Si.

Wiewohl diese Daten nur relativen Vergleichswert haben, so darf man doch den Schluß ziehen, daß kaltgezogenes Kupfer schon bei 200° C ziemlich bald anlassen wird. Das Maximum des Wertes für S. B. liegt bei 700° C, was mit der Auffassung der Praxis stimmt, daß bei Dunkelrotglut das Maximum der Zähigkeit erreicht wird.

Wasserstoff.

Nach E. Heyn (12) verursacht H bei Rotglut Sprödigkeit, indem O-haltiges Kupfer Spaltrisse nach der Reduktion zeigt.

Flüssiges Kupfer läßt sich im kräftigen H-Strome vollends reduzieren. Das Material hat dieselbe S. B. wie O-haltiges Metall, es läßt sich durchaus gut schmieden, der Wasserstoff beeinträchtigt also nicht die Eigenschaften des Metalles. Erhitzt man einen Stab Elektrolytkupfers im H-Strome, so tritt erst bei 800° C Reduktion ein, bei 700° C geschieht nichts. Die Reduktion wurde 2 Stunden lang fortgesetzt, der Stab spaltet auf und es verflüchtigt sich etwas Kupfer; der H-Gehalt des Metalles betrug: 0·003 bis 0·005%. Die Spaltung findet statt parallel der Längsachse, das Metall ist an den rissigen Stellen völlig, in den nicht gerissenen Teilen beinahe ganz O-frei.

Material	S. B. in Kilogramm
Elektrolytkupfer, geschmiedet, O-hältig	16·3 (19—14)
Dasselbe 4 Stunden im H-Strom erhitzt bei 600° C . .	13·0 (16—11)
„ 2 „ „ „ „ 800° „ . .	2·0 (4—1)
„ im Schmelzfluß, reduziert im H-Strom u. ausgeschm.	20·0 (20·5—19·5)
Arsen-Nickelraffinade, fast O-frei	18·0 (20—16)
Dieselbe 2 Stunden reduziert bei 825° C	22·0 (24—22)

Wasserstoff verdirbt also O-freies Kupfer nicht und die niedrige S. B. des mit H reduzierten Kupfers ist dem Aufreißen durch die

Digitized by Google

Volumsveränderung zuzuschreiben. Es stellte sich dabei heraus, daß es gleichgültig ist, ob das Cu_2O als Oxydul-Einsprenglinge oder als Eutektikum auftritt.

Beziehungen zwischen Zugprobe und Spezifischer Brucharbeit.

Skinner (13) betonte, daß die Messung der prozentualen Dehnung bei der Zugprobe die beste Prüfungsweise sein soll. Die Beziehungen zwischen Zugprobe und S. B. sind in der folgenden Tabelle eingetragen:

Material	O-Gehalt %	Cu-Geh. %	Zugfestigkeit in kg/m²	Dehnung %	Contraction %	S. B. in kg	
						Längsr.	Querr.
Spezialkupfer . .	0	98·5	27·1	50·0	69·3	33·0	31·0
„ . .	0	98·8	30·9	50·0	71·0	28·6	26·3
„ . .	0	99·0	27·4	49·8	77 5	27·7	—
„ . .	0	99·9	27·8	51·0	67·5	30·0	—
Hüttenkupfer . .	0·10	99·5	20·4	41·0	50 0	10·8	9·1
„ . .	0·11	99·8	21·4	37·5	46·1	10.4	5·3
„ . .	0·11	99·8	21·6	42·5	56·6	15·4	5 5
„ . .	0·11	99·7	21·6	47·5	54·4	13·6	10·1
„ . .	0·08	99 8	21·8	38·5	42·9	10·9	5·5
„ . .	0·10	99·5	22·5	42·5	42·7	10·9	3·1
„ . .	0·09	99·8	22·5	38·5	41·8	19·0	6·6
„ . .	0·06	99·4	22·8	30·0	33·5	11·0	10·5
„ . .	0·06	—	24·2	37·5	37·1	14·7	6·4
Elektrolytkupfer .	0·06	99·9	22·9	43·5	70 5	14·0	11·0

Spezialkupfer unterscheidet sich durch hohe Zahlen für Zugfestigkeit, Dehnung, Kontraktion und Spezifische Brucharbeit.

Beim Hüttenkupfer ist keine Beziehung zwischen den Resultate der Zugprobe und der Kerbschlagbiegeprobe zu entdecken.

Elektrolytkupfer hat bei normaler Zugfestigkeit hohe Kontraktion, aber mittlere S. B.

Literatur.

1. F. Osmond, Ch. Frémont, G. Garteaud, „Rev. Mét.“, Janvier 1904.

2. E. Heyn, „Zeitschr. d. Ver. deutscher Ing.“, 1902.

3. L. Guillet, „Etude Industrielle des Alliages métalliques“, Paris 1906, page 757.

4. Guillemin, „Protokoll des V. Kongresses“, VIII, 3, S. 16.

5. „Sitzungsberichte des V. Kongresses“, Kommission 38, S. 13.

Digitized by Google

6. M.G Charpy, „Berichte des Kongresses zu Budapest", 1901. — Note sur l'essai des métaux à la flexion par choc de barreaux entaillés.

7. H. Behrens, „Das mikroskopische Gefüge der Metalle und Legierungen", S. 68.

8. F. Hampe, „Zeitschrift für Berg-, Hütten- und Salinenwesen", 1875, S. 21—22.

9. F. Roberts-Austen, „Chem. Zeit", 17, S 611.

10. L. Guillet, „Etude Industrielle" etc., p. 756.

11. H.C Heckmann, „Metallurgie", 1909, S. 760, Sitzungsbericht. Kommission 38, S. 13.

12. E. Heyn, „Kupfer und Wasserstoff", Prot. Kongr., Budapest, 1901.

13. Skinner, „Sitzungsbericht" der Kommission 38, V. Kongreß, Kopenhagen, 1909.

Zusammenfassung.

1. Gegossenes Kupfer hat niedrige Spezifische Brucharbeit Beim Schmieden steigt dieselbe an und erreicht bei $^1/_5$ der ursprünglichen Dicke ihr Maximum, um weiterhin konstant zu bleiben.

2. Anwesenheit von Sauerstoff ist maßgebend für die Größe der S. B. Völlig reduziertes Metall hat weit größere S. B. als O-haltiges. Ersteres ist letzterem in Plastizität bei statischen und dynamischen Versuchen weit überlegen.

Für O-haltiges Kupfer ergibt sich als Spezifische Brucharbeit 8—14 kg (Längsrichtung), 3—10 kg (Querrichtung), O-freies Kupfer gibt als Spezifische Brucharbeit 28—30 kg (Längsrichtung), 26—28 kg (Querrichtung).

3. Von Nebengemengteilen ist in kleinen Gehalten nur das Wismuth sehr schädlich.

4. Kaltgezogenes Kupfer kann schon bei 200° C angelassen werden, indem die S. B. ansteigt. Angelassen bei 700° C gibt es den Höchstwert für die S. B.

5. Beim Überhitzen sinkt die S. B., überhaupt wenn in direkter Berührung mit Feuergasen überhitzt wird unter nebenhergehendem Ausschmieden.

6. Wasserstoff hat keinen Einfluß auf O-freies Kupfer Bei Reduktion O-haltigen Materials sinkt die S. B. stark, was dem Aufreißen zuzuschreiben ist.

7. Für die Erkennung des O-freien Kupfers von anderen Typen ist die Kerbschlagbiegeprobe nach Frémont durchaus geeignet.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

V1

NEUERE UNTERSUCHUNGEN ÜBER DEN WIDERSTAND DER METALLE GEGEN ABWECHSELNDE BEANSPRUCHUNGEN, AUSGEFÜHRT IN DEM NATIONAL PHYSICAL LABORATORIUM ZU TEDDINGTON, ENGLAND.

Von Dr. **T. E. Stanton, Teddington.**

(Übersetzt von O. Vogel, Düsseldorf.)

Die Untersuchungen über den Widerstand der Metalle gegen abwechselnde Beanspruchungen, die im National Physical Laboratory vom Jahre 1904 an bis jetzt durchgeführt worden sind, lassen sich in zwei Klassen teilen, je nachdem der Widerstand sich bezieht auf:

1. Beanspruchungen, die in einem ununterbrochenen Zyklus wechseln, in welchem keine plötzliche Änderung in der Größe der auf die Probe einwirkenden Kraft stattfindet, obgleich die Dauer eines vollständigen Zyklus nur 0·02 Sekunden beträgt;

2. Beanspruchungen, die zwischen bestimmten Grenzen wechseln; gewöhnlich Zug- und Druckbeanspruchungen von gleicher Stärke, die durch einen in gleichen Zeiträumen sich wiederholenden Stoß erzeugt werden.

Klasse I.

Die erste Maschine dieser Klasse, die im Laboratorium konstruiert worden ist, war so eingerichtet, daß in einer Minute 800 bis 1300 Wechsel von direktem Zug und Druck in der Probe erzeugt werden konnten. Das Prinzip dieser Maschine war daß der Maschine von Osborne Reynolds, bei welcher eine rotierende Kurbel verwendet wird, um mittels einer Schubstange die periodische Bewegung einer hin- und hergehenden Masse zu

Digitized by Google

erzeugen; die zu prüfende Probe bildete ein Glied zwischen der hin- und hergehenden Masse und dem Kreuzkopf. Während bei der ursprünglichen Reynold-Maschine nur eine Kurbel benützt wurde, wurden bei der Teddingtoner Maschine vier Kurbeln angewendet, deren Wirkung sich auf vier Proben erstreckte, und die hin- und hergehende Bewegung erfolgte in einer horizontalen Ebene.

Dieser Mechanismus ist in Fig. 1, welche auch die Art der Ausbalancierung der Kurbeln veranschaulicht, schematisch dargestellt. Die Ergebnisse der mit dieser Maschine durchgeführten Untersuchungen stimmten bei 800maligem Wechsel in der Minute im allgemeinen mit jenen von Wöhler überein, soweit das Material verglichen werden konnte. Bei dieser Geschwindigkeit machte sich keine

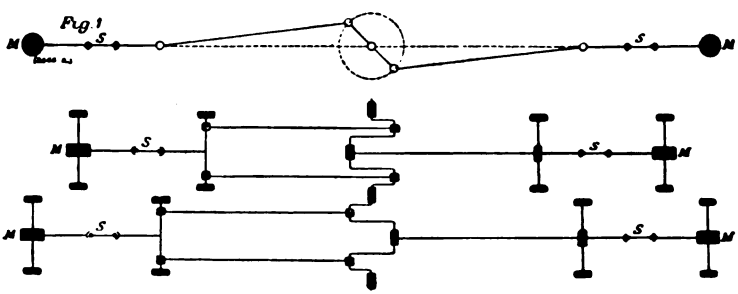


Fig. 1.

Verringerung der „Ermüdungsfestigkeit" (Dauerfestigkeit) = fatigue strength[1]) infolge der Schnelligkeit des Beanspruchungswechsels bemerkbar, die von Reynolds und Smith beobachtet wurde, als sie eine ähnliche Vorrichtung mit Geschwindigkeiten von 1200 bis 2000 Wechseln in der Minute verwendeten. Bei den Versuchen in Teddington war die Art der Bruchbildung der Probe unter direkter Beanspruchung ähnlich derjenigen, die Ewing und Humfrey bei der Biegungsbeanspruchung beobachtet haben, d. h. es erschienen nach und nach an der Probe Gleitlinien, die sich in dem Maße, wie der Versuch fortschritt, verbreiterten und endlich zu einem Bruche führten. Ein weiteres wichtiges Resultat war die ausgesprochene

[1]) Der Ausdruck Ermüdungsfestigkeit (Dauerfestigkeit) = fatigue strength soll in dem vorliegenden Bericht den Maximalbereich der Beanspruchung bezeichnen, welchen ein Material ohne Bruch auszuhalten vermag, wenn die Zahl der Beanspruchungen unbegrenzt ist.

Digitized by Google

Verringerung der „Ermüdungs(Dauer)festigkeit“ infolge plötzlicher Veränderung des Querschnittes, z. B. von Schraubengängen, und scharfer Ecken an den Proben.

Die nächsten Untersuchungen waren jene, welche Herr L. Bairstow ausgeführt hat, um den Bereich der Elastizitätsgrenzen von Eisen und Stahl unter zyklischen Veränderungen der Beanspruchung zu ermitteln. Im Anschluß an diese Arbeit mag daran erinnert werden, daß Professor Bauschinger im Jahre 1886 die Hypothese aufgestellt hat, daß der Spannungsbereich zwischen der oberen und der unteren Elastizitätsgrenze bei Eisen und Stahl seiner Größe nach gleich ist dem Spannungsmaximum, das in einer Probe desselben Materials in unbegrenzter Zahl wiederholt werden kann, ohne daß ein Bruch erzeugt wird. In einer zweiten Abhandlung vom Jahre 1897 wurde eine Reihe von Versuchen, die Bauschinger ausgeführt hatte, um diese Hypothese experimentell zu beweisen, besprochen, allein die angewendeten Verfahren scheinen für den Zweck nicht genügend durchgebildet gewesen zu sein, und die Resultate waren unbestimmt. Als Herr Bairstow die Untersuchungen aufnahm, bediente er sich einer Prüfungsmaschine, bei welcher zyklische Veränderungen direkter Beanspruchungen, und zwar zwei in der Minute, automatisch erzeugt wurden; da der verwendete Ausdehnungsmesser nach der Martensschen Spiegeltype während des ganzen Ermüdungsversuches an der Probe befestigt war, so konnte der Verlauf der Bruchbildung vollkommen beobachtet werden.

Wenn die Grenzen der Beanspruchung Zug und Druck von gleichem Werte waren, so fand man, daß, wenn der Spannungsbereich eine bestimmte Größe überschritt, die Spannungs-Deformations-Kurve eine geschlossene Schleife bildete, die man die Hysteresisschleife nannte; sie bestand aus zwei parallelen geraden Linien, die den Spannungsveränderungen von den Grenzen der Beanspruchungen gegen die mittlere Spannung und aus zwei gekrümmten Teilen, die den Spannungsveränderungen vom mittleren Werte bis zu den äußersten Werten entsprachen. Die Breite der Schleife, die die „bleibende“ Deformation des Probestabes während des Zyklus darstellt, nahm zu, wenn der Spannungsbereich sich vergrößerte; für einen bestimmten Spannungsbereich aber strebte sie einer Grenze zu, welche durch die nachfolgenden Wiederholungen der Belastung nicht mehr stark überschritten wurde, selbst wenn diese Belastung

Digitized by Google

jene Spannungsgröße erreichte, bei welcher der Ermüdungsbruch eventuell stattfand. Unter diesen Beanspruchungsbedingungen blieb die mittlere Länge der Probe konstant.

Wenn die Grenzen der Beanspruchung ungleich waren, so wurde die Hysteresisschleife ebenso gebildet wie vorhin, doch war sie nicht geschlossen, weil die mittlere Länge der Probe infolge der andauernden Wiederholung desselben Zyklus von Beanspruchungen sich allmählich veränderte, d. h. die Veränderung der mittleren Länge der Probe pro Beanspruchungszyklus war der Betrag, um den die Hysteresisschleife offen war. Die Größe der bleibenden Dehnung in den Anfangsstadien des Bruches wird beträchtlich, wenn die obere Spannungsgrenze sich der statischen Fließgrenze nähert; und wenn ihr Wert, nachdem die erste bedeutende Ausdehnung eingetreten ist, den entsprechenden Werten der oberen Spannungsgrenze gegenübergestellt wird, so wird man finden, daß die Kurven allmählich mit den Kraft-Dehnungsdiagrammen, die bei der gewöhnlichen statischen Beanspruchung erhalten wurden, an der Fließgrenze in Übereinstimmung kommen. Die Ergebnisse der Untersuchung lieferten den klaren experimentellen Beweis für die Bauschingersche Hypothese.

Während der letzten zwei Jahre ist eine andere Untersuchung durchgeführt worden, um den Einfluß der Schnelligkeit des Spannungswechsels auf die Dauerfestigkeit des Materials zu bestimmen. Zu diesem Zwecke wurde eine Spezialmaschine nach der Wöhlerschen Type konstruiert, und durch Hinzufügung eines Kataraktes zur Dämpfung der Schwingungen dafür gesorgt, daß eine Geschwindigkeit von 200 bis 2200 Wechseln in der Minute erreicht werden kann. Große Versuchsreihen mit Geschwindigkeiten von 200 bis 2200 Wechseln in der Minute wurden mit drei Materialarten durchgeführt. Es waren dies schwedisches Eisen, Achsenstahl und harter Spindelstahl. Die Ergebnisse dieser Versuche haben zweifellos dargetan, daß in keinem Falle irgendein Unterschied in der Ermüdungsfestigkeit infolge einer Veränderung in der Geschwindigkeit des Beanspruchungswechsels innerhalb dieser Grenzen vorhanden ist.

Ein anderes Verfahren zur Prüfung der Ermüdung bei großer Geschwindigkeit, bei der die Probe die Form eines hohlen Ringes mit rechteckigem Querschnitte besitzt, ist ebenfalls zur Kontrolle der

Digitized by Google

vorhergehenden Resultate ausgebildet worden. Die Probe R (Fig. 2) wird zwischen drei gehärtete Stahlwalzen gebracht, die, wie man sieht, symmetrisch angeordnet sind. Die obere Walze wird mit einem Gewicht W belastet, so daß der Ring von drei gleichen Kräften W an den Berührungslinien im Gleichgewicht erhalten wird, und durch Drehen der oberen Walze wird die Bewegung vermöge der rollenden Reibung des Ringes auf die unteren Walzen übertragen. Auf diese Weise ist jeder radiale Ringquerschnitt abwechselnden Biegungsbeanspruchungen ausgesetzt, welche bei einer Umdrehung einen vollständigen Zyklus dreimal durchlaufen. Bei dieser Maschine war der Walzendurchmesser dreimal so groß wie der Durchmesser der Probe, so daß bei 250 Umdrehungen der Walzen in der Minute 2250 Beanspruchungswechsel in der Probe erzeugt wurden.

Die oberen und unteren Grenzen der Beanspruchung an der inneren und äußeren Oberfläche des Ringes können aus den Abmessungen des Ringes und der Belastung berechnet werden. Die Verteilung der Spannung an der Außenfläche ist in Fig. 2 veranschaulicht.

Die Ergebnisse der mit dieser Maschine ausgeführten Versuche stimmen mit denjenigen, die mit der obenerwähnten Maschine der Wöhler-Type erlangt worden sind, sowohl hinsichtlich der Größe der Spannungsgrenzen als auch hinsichtlich der Unabhängigkeit dieser Grenzspannungen von der Zahl der Wechsel überein.

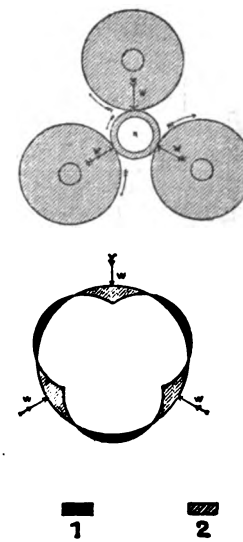


Fig. 2.
Verteilung der Beanspruchung an der äußeren Oberfläche des Ringes.
1 = Zug; 2 = Druck.

Im Hinblick auf die neuerliche Bestätigung dieser Resultate durch die Herren[1]) Eden, Rose und Cunningham und die von Professor Hopkinson[2]) erhaltenen Resultate bei 7000 Wechseln in der Minute scheint wenig Zweifel darüber zu bestehen, daß die vorerwähnte von anderer Seite beobachtete Verringerung der Festigkeit mit der Zahl der Wechsel irgendwelchen sekundären

[1]) Proc. Inst. Mechanical Engineers 1911.

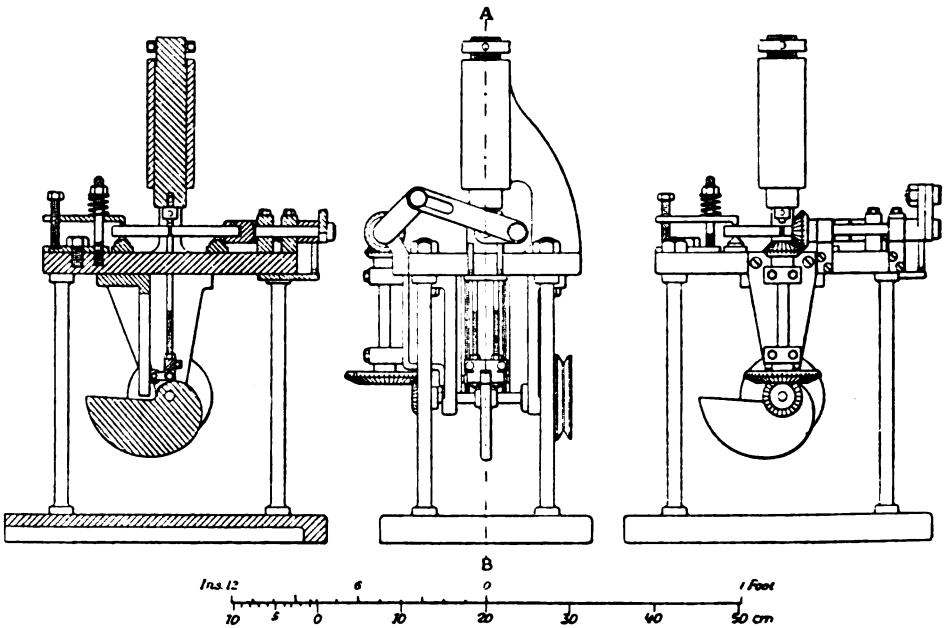
[2]) Proc. Royal Dec. 1911.

Digitized by Google

Deformationseinflüssen, die durch Vibration der verwendeten Spezialmaschine erzeugt sind, zuzuschreiben ist.

Klasse II.

Bei einer Untersuchung über die Schlagprüfungsmethoden, die im "National Physical Laboratory" im Jahre 1907 angestellt worden ist, hat man — ausgehend von der Tatsache, daß ein



Schnitt nach A B. Vorderansicht. Seitenansicht.

Fig. 3.

Prüfungsmaschine für wiederholte Schläge zum Biegen von eingekerbten Proben (National Physical Laboratory).

Bruch unter Schlag in der Praxis im allgemeinen die Folge von verhältnismäßig kleinen, aber oft wiederholten Stößen ist — eine Maschine entworfen und ausgeführt, um eine Probe abwechselnden, in gleichem oder entgegengesetztem Sinne wirkenden Stoßkräften auszusetzen.

Die allgemeine Anordnung dieser Maschine ist in Fig. 3 dargestellt. Die Probe, welche 12·7 mm Durchmesser und in der Mitte zwischen den beiden Auflagern (in halber Spannweite) eine

Digitized by Google

V-förmige Kerbe bis zur Tiefe von 10·1 mm Durchmesser besitzt, wird auf Messerschneiden, die 114 mm voneinander abstehen, gelegt und abwechselnd an den beiden Enden eines Durchmessers des eingekerbten Teiles mit einem 2·13 kg schweren Hammer geschlagen. Die Fallhöhe des Hammers kann zwischen 0 und 89 mm eingestellt werden.

Bei der Ausführung einer Versuchsreihe mit irgendeinem gegebenen Material wurden die ersten Proben mit einer Fallhöhe durchgeführt, bei welcher der Bruch schon nach einigen Umkehrungen herbeigeführt wurde. Bei den folgenden Proben wurde die Fallhöhe allmählich so weit verringert, bis die Probe auch nach 1 Million Schlägen noch nicht gebrochen war. Darauf wurde eine Kurve aufgetragen und der Grenzwert des Schlages für den Fall des Nichtbrechens daraus abgeleitet.

Auf diese Weise wurden die Kurven von vier verschiedenen Materialien bestimmt, deren Ermüdungsfestigkeit bei der Wöhlerschen Probe annähernd bekannt war. Durch Vergleichung der relativen Widerstände dieser vier Materialien gegen Stoß hat man gefunden, daß, wenn die Zahl der Schläge für den Bruch gering war, diese relativen Widerstände sich in Übereinstimmung befanden mit den betreffenden Energien, die durch den Bruch bei dem einfachen Schlagversuch (Charpy, Izod etc.) absorbiert wurden. Wenn hingegen die Schlagzahl eine hohe war, etwa 100.000, so waren die Verhältnisse dieser Widerstände tatsächlich umgekehrt, d. h. das Material, das bei der einfachen Schlagprobe am schwächsten war, erwies sich hier am festesten. Dies ist durch den Umstand bedingt, daß, so wie die Zahl der Schläge, die für einen Bruch erforderlich sind, zunimmt, der elastische Widerstand, der beim Widerstande gegen einen schweren Schlag von geringer Bedeutung ist, mehr und mehr an Bedeutung gewinnt.

Ferner ergab sich, daß, wenn die betreffenden Werte der Formänderungsarbeit der Probe für diese vier Materialien, das heißt die Werte von $\frac{1}{2}\frac{f^2}{E}$ (wo f die wirkliche Elastizitätsgrenze des Materials, abgeleitet aus dem Wöhlerschen Versuche, ist, und E den Youngschen Elastizitätsmodul dieses Materials bedeutet), berechnet wurden, sich diese Formänderungsarbeiten ungefähr ebenso verhielten wie die betreffenden Schlagzahlen für

Digitized by Google

den Fall des Nichtbrechens nach einer unbegrenzten Anzahl von Schlägen. Der Schluß, den man daraus ziehen konnte, war der, daß man, sofern man den richtigen Wert von f aus der Ermüdungsprobe eines Materials zu erhalten vermag, den Wert $\frac{f^2}{E}$ als Maß für den Widerstand dieses Materials gegenüber wiederholten Schlagbeanspruchungen annehmen kann.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

V2a

DAUERVERSUCHE MIT MASCHINENSTAHL.

Von **J. O. Roos af Hjelmsäter,** Stockholm, Schweden.

(Übersetzt von A. Wagener, Aachen.)

Die moderne Entwicklung der Maschinentechnik ist allgemein gekennzeichnet durch ein Anwachsen der Schnelligkeit der Maschinen, wie sich dies beim Bau schnellaufender Dampfmaschinen, Wagen, Automobile, Ölmaschinen usw. zeigt. Die Hauptspannungen, welche hiebei in Rechnung zu ziehen sind, sind die ununterbrochen und nach verschiedenen Richtungen hin wirkenden Spannungen, die entweder von rein statischen Kräften oder von den beschleunigenden Kräften schwingender Massen oder aber von ununterbrochen sich wiederholenden kleineren Erschütterungen herrühren. Es genügt in diesen Fällen kaum, sich bei Anordnung und Auswahl des Materials auf die Daten zu stützen, die man über das Verhalten des Materials unter gleichförmiger Beanspruchung kennt, indem man einfach nur noch gewisse, in weiten Grenzen und dazu auch noch sehr willkürlich gewählte Sicherheitskoefizienten einführt. Dies würde nur zu den veralteten empirischen Konstruktionsmethoden zurückführen.

Seitdem Wöhler in seinen klassischen Untersuchungen die eigentümliche Einwirkung dauernder wiederholter Beanspruchungen auf Eisen und Stahl gezeigt hat, sind zahlreiche weitere Forschungen auf diesem Gebiete gemacht worden. Besonders seien hier die umfangreichen Arbeiten von Martens sowie die in den letzten Jahren erschienenen Arbeiten von Arnold Stanton, Eden sowie der Amerikaner Howard, Souther usw. erwähnt.

Die bisher erzielten Resultate sind jedoch, wie ich glaube, bei den Materialprüfungen der Praxis bisher nicht genügend

Digitized by Google

berücksichtigt worden, jedenfalls aber nur ausnahmsweise von seiten der Maschinenkonstrukteure.

Der Zweck einer praktischen Prüfung des Maschinenmaterials ist kurz folgender:

Erstens die Erzielung von Kenntnissen über die zu verschiedenen Zwecken geeignete Materialien und deren Eigenschaften ein Ziel, das sowohl für den Erzeuger des Materials als auch für den Maschinenkonstrukteur höchst wichtig ist.

Zweitens die Prüfung der vorgeschriebenen Gleichmäßigkeit des Materials. Für die letztere stehen uns die gewöhlichen Zerreißproben unter konstantem Zug, die einfache Schlagprobe sowie die Kugeldruckprobe zur Verfügung.

Was den ersten Fall anbelangt, so sind die derzeitigen Versuchsmethoden ganz unzulänglich und sie werden dies bei der heutigen Entwicklung der Maschinentechnik noch immer mehr und mehr.

Auf dem V. Kongreß für Materialprüfungen zu Kopenhagen wurde (in Verbindung mit dem Beschluß über Schlagproben) der Wunsch ausgedrückt, daß vergleichende Untersuchungen zwischen dem Verhalten des Materials bei seiner praktischen Verwendung und seinen bei der Erprobung festgestellten Eigenschaften angestellt werden sollen. Solche Versuche können mit leichter Mühe bei der Untersuchung von im Betriebe gebrochenen Maschinenteilen gemacht werden, wobei so gut als möglich die äußere Beanspruchung des gebrochenen Teiles im Augenblick des Bruches festzustellen ist.

Aus den zahlreichen Fällen von Maschinenteilbrüchen, welche ich während meiner Tätigkeit in Schweden untersucht habe, ergab sich das auffallende, doch trotzdem sichere Resultat, daß der größte Teil der Brüche, mindestens 80%, sogenannte Müdigkeitsbrüche sind. Die Bruchflächen zeigten in der Regel den eigentümlichen Riß mit der gewöhnlichen Bruchfläche. Die Untersuchungen betrafen Achsen von Eisenbahnwagen und elektrisch betriebenen Wagen, ferner Benzin- und Petroleummotoren, Speichen von Rädern, Teile von Dampfmaschinen usw.

Bei der Nachforschung eines Zusammenhanges zwischen Ursache und Wirkung der Brüche sowie eines Zusammenhanges zwischen den Probeergebnissen eines Materials und seinem Verhalten im Gebrauche fand ich es wünschenswert, in der Folge

Digitized by Google

systematischer, als dies gewöhnlich geschieht, in der Beobachtung der Spannungen und in der Erprobung der Teile vorzugehen.

Die Spannungen, welchen ein Maschinenteil während der Arbeit ausgesetzt sein kann, können wie folgt eingeteilt werden:

A. Spannungen, welche den Arbeitsbeanspruchungen des Maschinenteiles in normaler Weise entsprechen (Arbeitsspannungen). Diese sind hauptsächlich:

α) konstante (oder sich nur selten ändernde) statische Beanspruchungen;

β) wiederholte statische Beanspruchungen oder Beanspruchungen durch beschleunigende Kräfte von 0 bis zu einem Maximum oder von — Maximum bis + Maximum;

γ) wiederholte Stoßbeanspruchungen (dynamische Beanspruchungen.

B. Spannungen, welche den normalen Beanspruchungen des arbeitenden Maschinenteiles nicht entsprechen, z. B. zeitweilige Überlastungen, Unfälle etc.

A. Die Anforderungen, welche bei der Konstruktion einer Maschine und folglich an das Material jedes Maschinenteiles gestellt werden müssen, sind folgende:

Unter normaler Arbeitsbeanspruchung darf das Material nicht dauernd in seiner Form verändert werden noch auch brechen.

Bezüglich der vorerwähnten verschiedenen Arbeitsbeanspruchungen und unserer Kenntnis über die Widerstandsfähigkeit der einzelnen Materialien diesen gegenüber möchte ich folgendes bemerken:

α) Konstante (oder nur selten sich ändernde) statische Spannungen.

Diese finden wir hauptsächlich bei einer großen Anzahl moderner Maschinen, wie z. B. bei schnellaufenden Dampfmaschinen, Eisenbahnfahrbetriebsmitteln, Rohölmotoren etc. Bei der Prüfung des Materials hiezu werden die gewöhnlichen Zerreißproben ausgeführt, wobei die Proportionalitätsgrenze, die Streckgrenze sowie die Bruchfestigkeit bestimmt werden.

Die Arbeitsbeanspruchungen dürfen die Elastizitätsgrenze des Materials nicht überschreiten. Da diese Grenze lediglich eine imaginäre ist, deren Lage auch nur annäherungsweise schwer zu

Digitized by Google

bestimmen ist, und da allgemein angenommen wird, daß sie in der Nähe und unter der Proportionalitätsgrenze sich befindet, so begnügt man sich, einfach anzunehmen, daß die Arbeitsspannung mit einem gewissen Sicherheitsgrade unter der Proportionalitätsgrenze liegen soll.

Die Streckgrenze und die Bruchfestigkeit sind denn auch von geringerer Bedeutung, ausgenommen in Fällen, wo dem Metall eine bestimmte Proportionalitätsgrenze fehlt.

β) Wiederholte statische Beanspruchungen und Beanspruchungen durch beschleunigende Kräfte von 0 bis Maximum und von — Maximum bis + Maximum.

Diese Beanspruchungen werden in dem Maschinenteile hervorgerufen entweder durch eine äußere Kraft oder durch mehrere, verschieden starke und nach verschiedenen Richtungen hin auf den betreffenden Maschinenteil wirkende Kräfte. Wenn die Kraft durch eine sich stetig ändernde Beschleunigung oder Verzögerung der Massen eines Maschinenteiles bei der Bewegung erzeugt wird, so können die Spannungen einfach als Beschleunigungsspannungen (Beschleunigungsbeanspruchungen) bezeichnet werden.

Die Häufigkeit der Spannungen und die Schnelligkeit, mit welcher der Kraftwechsel stattfindet, sind meistens proportional zur Arbeitsschnelligkeit des Maschinenteiles und sind in jedem Falle von derselben Ordnung.

Typische Spannungen dieser Art sind die rotierenden Biegungsspannungen eines belasteten Rades oder einer Maschinenachse, der Kolbendruck und der Beschleunigungsdruck der beweglichen Teile des Kolbens und der Kurbelstange schnellaufender Dampf- und Rohölmaschinen.

Diese Dauerbeanspruchungen, sogenannte Müdigkeitsspannungen, bilden die Hauptspannungen in den beweglichen Teilen der meisten schnellaufenden Maschinen und die Kenntnis über die Widerstandsfähigkeit eines Materials gegen diese Kräfte sollte die Grundlage für Wahl und Anordnung eines Maschinenmaterials abgeben.

Bei der Wahl einer allgemeinen Untersuchungsmethode zum Zwecke vergleichbarer Resultate glaube ich, daß die folgenden Angaben als Ergebnis aus den bereits veröffentlichten Untersuchungen gewonnen werden können.

Digitized by Google

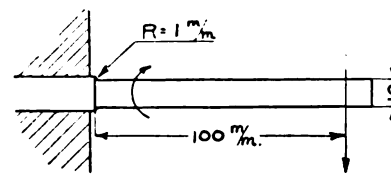
Das Material kann in Gestalt eines Rundstabes nach dem einfachen Wöhlerschen Verfahren auf rotierende Biegung geprüft werden.

Es wird eine Reihe dieser Rundstäbe unter verschiedenen Spannungen geprüft zwecks Feststellung der Dauerkurve (Zusammenhang zwischen der Faserspannung und deren Wiederholungszahl bis zum Bruch). Diese Prüfungsmethode hat folgende Vorzüge:

Sie ist theoretisch sehr einfach und kann in der Praxis mit einer verhältnismäßig großen Genauigkeit und einer einfachen und billigen Maschine ausgeführt werden.

Sie gibt vehältnismäßig schnelle Resultate.

Die meisten in der Praxis auftretenden Müdigkeitsbrüche werden durch Biegungsbeanspruchungen und sehr oft durch Rotationsbiegung verursacht.



Bevor gleichmäßige Abmessungen, Schnelligkeit usw. festgelegt werden können, müssen selbstverständlich weitere Versuche angestellt werden, und zwar hauptsächlich, um Vergleiche anzustellen zwischen den Prüfungsresultaten kleiner Probestücke und Stücken gleicher Größe wie die praktisch verwendeten Maschinenteile.

Auf Grund meiner eigenen Versuche halte ich die folgende Methode auf kleine Probestücke anwendbar:

Das Probestück hat die Gestalt eines Achsschenkels mit einem Durchmesser von 10 mm, der an der Einspannungsnabe mindestens 12 mm erreicht. Der Radius der Hohlkehle an der Übergangsstelle zwischen Schenkel und Nabe beträgt 1 mm.

Der Probestab ist abgedreht und an der Hohlkehle poliert.

Die Belastung wird in einem Abstand von 100 mm von der Nabe angebracht. (Siehe Figur.)

Da der Bruch an der Ansatzstelle des Schenkels eintritt, wird

$$K_b \text{ annähernd} = P \,.\, i \,.\, e,$$

die Faserspannung in kg/mm² an der Bruchstelle gleich der Belastung in Kilogrammen, die Drehgeschwindigkeit gleich 1200 bis 2400 Umdrehungen pro Minute.

Digitized by Google

Die Grenze der Dauerbeanspruchung ist erreicht, wenn die der Kurve entnommene Biegespannung der Fasern nach 1 Million (oder gar 10 Millionen) Umdrehungen der Bruchfestigkeit entspricht.

Für niedrigere Spannungen nimmt die zum Bruch erforderliche Umdrehungszahl sehr schnell zu. Wir lassen daher die Faserspannung, welche einer theoretisch unendlichen Umdrehungszahl entspricht, unberücksichtigt.

γ) Wiederholte Stoßbeanspruchungen (dynamische Dauerbeanspruchungen.)

Diese werden in den Maschinenteilen durch auf sie wirkende Schläge und Stöße hervorgerufen; die Beanspruchungsgröße hängt von der Energie oder Arbeitsmenge ab, welche die letzteren leisten.

Sie werden im allgemeinen durch schwingende Massen erzeugt, deren Bewegung durch die betreffenden Maschinenteile plötzlich verzögert oder beschleunigt wird. Es entsteht hiedurch eine auf das Material wirkende Kraft, deren Größe plötzlich von 0 auf ein Maximum steigt und dann fällt, was eine Formänderung zur Folge hat. Die Maximalgröße der Kraft und der Formänderung wird bestimmt durch das Verhältnis.

Formänderungsarbeit des Maschinenteils = (annähernd) Energie des Stoßes.

Die Schnelligkeitszunahme der Kraft und der Formänderung hängt zweifellos ab von der Arbeitsschnelligkeit der Maschine, ist aber von höherer Größenordnung.

Da die in diesem Abschnitt behandelten Stoßspannungen den normalen Arbeitsfunktionen der Maschine entsprechen, wiederholen sie sich naturgemäß in sehr großer Zahl und damit die Maschine nicht andauernd beschädigt oder gebrochen werde darf nicht jeder einzelne Schlag oder Stoß eine bleibende Formänderung bewirken.

Jeder einzelne Schlag darf somit nicht das elastische Formänderungsvermögen des Maschinenteiles übersteigen, der wie eine Feder wirken soll, welche die Schlagarbeit aufnimmt und dann ihre frühere Gestalt wieder annimmt.

Die Dauerbeanspruchungen durch Schlag und Stoß müssen somit in den Einzelwirkungen verhältnismäßig schwach sein und können Müdigkeitsstöße benannt werden.

Digitized by Google

Als Beispiel erwähne ich die Beanspruchungen, denen die Achse eines Eisenbahnwagens beim jedesmaligen Übergang der Räder über den Schienenstoß ausgesetzt ist. Die Achse erleidet hiedurch eine plötzliche Beschleunigung oder Verzögerung in vertikaler Richtung und die Größe der Schlagarbeit hängt unter anderem ab vom Gewicht der Achse und der Größe der anderen Massen, welche ohne elastische Unterlagen mit der Achse verbunden sind, wie elektrische Maschinen, Zahnräder usw.

Ein anderes Beispiel bieten die Stoßbeanspruchungen, denen die verschiedenen Teile eines Motorwagens bei normalem Lauf auf einer schlechten (ausgefahrenen) Straße ausgesetzt sind, sowie diejenigen, welche sie beim Umschalten auf die verschiedenen Geschwindigkeiten erleiden usw.

Die Berechnung der Größe verschiedener durch derartige Stöße auf das Material übertragenen Spannungen kann selten auch nur mit annähernder Genauigkeit erfolgen.

Andererseits muß bei dieser Gelegenheit auf den einfachen Zusammenhang hingewiesen werden, der für die einfachen Belastungsfälle zwischen der Formänderung und der Maximalspannung besteht. Dieser Zusammenhang hat jedoch scheinbar mit den oben erwähnten Beispielen nichts gemein.

Im Beispiel 1 ist ein prismatischer Metallstab A B bei A fest eingespannt und an seinem freien Ende B einer ⊥ auf ihn wirkenden Stoßkraft Q ausgesetzt.

Im zweiten Falle liegt ein prismatischer Metallstab A B bei A und B frei auf und wirkt die zum Stabe senkrechte Stoßkraft Q auf einen beliebigen Punkt zwischen den Auflagern.

Die Länge A B = l.

Die Stoßkraft Q erzeugt eine Formänderung (Biegung) des Stabes, dessen Maximum einer maximalen Faserspannung = k_b max. entspricht.

Wirkt der Stoß so, daß auf der beanspruchten Stelle keine wahrnehmbar bleibende Formänderung entsteht, ist die Stoßenergie Q = (annähernd) der Biegungsarbeit des Stabes.

Wir nehmen weiter an, Q sei so gering, daß K_b max. unter der Proportionalitätsgrenze des Materials bleibt, so stellt sich die normale Biegungsgleichung für beide hier in Frage kommenden Beanspruchungsfälle:

$$Q = K^2_{b\,max.} \cdot \frac{l \cdot W}{6 \cdot e \cdot E}$$

Digitized by Google

Hier ist: W = Querschnittsmodul des Stabes,

e = Abstand der höchstgespannten Faser von der neutralen Achse,

E = Elastizitätsmodul.

Für einen zylindrischen Stab (Achse oder Welle) mit einem Durchmesser = d wird:

$$Q = \text{(annähernd) } K_{b\,max.}^2 \cdot \frac{l \cdot d^2}{30 \cdot E}$$

Es ist anzunehmen, daß das Verhältnis zwischen der Zahl der zum Bruch notwendigen Müdigkeitsstöße und der durch jeden Stoß erzeugten Größe des $K_{b\,max.}$ demjenigen zwischen der Anzahl und der Größe der zur Herbeiführung das Müdigkeitsbruches bei der Rotationsbiegung nötigen einzelnen Beanspruchungen gleich sei und daß demnach auch für die Dauerbeanspruchung durch Stöße eine entsprechende Dauergrenze besteht, die durch $k_{b\,max.}$ ausgedrückt werden kann.

Die Bestimmung dieser Dauergrenze ist von großer praktischer Bedeutung, da, wie aus der Gleichung hervorgeht, die Schlagkraft dem Quadrate des einer bestimmten Lebensdauer entsprechenden $K_{b\,max.}$ proportional ist. Andererseits kann nicht von vornherein angenommen werden, daß die Dauerkurve für Stöße dieselbe absolute Lage wie die für Rotationsbiegung besitzt, hauptsächlich weil die Schnelligkeit, mit der die Spannungen wachsen, bei Stößen viel größer ist als bei Rotation.

Eine Reihe vom Autor am Schlusse dieser Arbeit wiedergegebener Versuche, deren Erläuterung in einem anderen Kapitel gebracht wird, scheinen zu beweisen, daß für gewöhnlichen Kohlenstoffstahl die Dauergrenze für Stöße („$k_{b\,max.}$") ziemlich gut mit derjenigen für Rotationsbiegung („K_b") übereinstimmt.

Dieser Umstand gibt der Erforschung der Dauergrenze bei Rotationsbiegung eine erhöhte Bedeutung.

Ich bin daher der Ansicht, daß die in der vorerwähnten Weise vorgenommene Bestimmung der Dauergrenze bei Rotationsbegung an einer großen Zahl Stähle und Legierungen verschiedener Zusammensetzung und verschiedener Härtung für die Maschinentechnik von außerordentlicher Bedeutung wäre.

Es scheint zwischen der Proportionalitätsgrenze bei gleichförmiger Zugbeanspruchung und der Dauergrenze bei Rotations-

Digitized by Google

biegung nicht der geringste Zusammenhang zu bestehen. Nach meinen Versuchen betrug die letztere regelmäßig 60 bis 80% der ersteren.

B. Es ist selbstverständlich anzustreben, daß ein Maschinenteil, welcher über die normalen Arbeitsverhältnisse hinaus beansprucht wird, so wenig als möglich beschädigt werde. Er kann allerdings nicht so gebaut werden, daß er nie eine Formänderung erleidet, da solche Kräfte unberechenbar sind und gewöhnlich in Form von Unfällen auftreten.

Die anormalen Beanspruchungen sind meistenteils dynamische, durch einen einzigen zufälligen Schlag oder eine plötzliche Verzögerung schwingender Massen hervorgerufen. Sie dürfen sich jedoch in keinem Falle oft wiederholen.

Das Material muß daher ein großes Formänderungsvermögen haben und, ohne zu brechen, einen oder mehrere Schläge aushalten.

Zum Berechnen der Brucharbeit im Falle einer gleichmäßigen Zugbeanspruchung diente lange Zeit die Dehnung und Querschnittskontraktion oder das Produkt der Dehnung mit der Zugfestigkeit bei anhaltender Belastung.

Bequemer und rationeller ist die einfache (Ein-) Schlagprobe, wo die spezifische Schlagarbeit direkt gemessen wird, z. B. durch die Pendelhammerprobe.

Ein Material, das eine große Schlagarbeit verträgt, gewährt selbstverständlich eine große Sicherheit gegen zufällige anormale Überlastungen.

Aus dem Vorgesagten geht somit hervor, daß die an einen Maschinenstahl gestellten Anforderungen folgende sind: Hohe Dauergrenze gegen normale Beanspruchungen und eine große Brucharbeit gegen anormale.

Im allgemeinen sind diese Eigenschaften in gewöhnlichem Material einander entgegengesetzt und der Konstrukteur ist im Zweifel, welcher von ihnen er bei der Materialwahl den Vorzug geben soll.

In solchen Fällen muß er es auf einen Versuch ankommen lassen und sich vergewissern, ob bei der Arbeit, für die ein Maschinenteil bestimmt ist, im allgemeinen mehr sein Widerstand gegen Dauerbeanspruchung oder sein Formänderungsvermögen in Frage kommt.

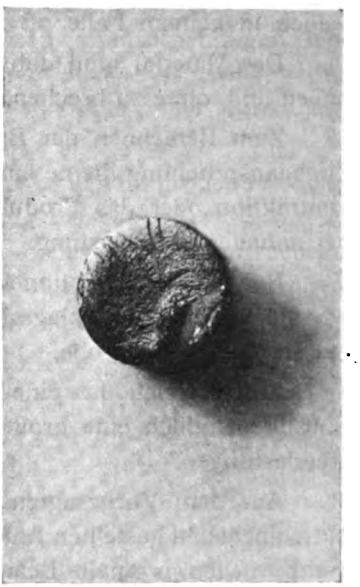
Digitized by Google

Rührt der Bruch nicht von einer auffallenden äußeren Einwirkung her, so bietet meist das Aussehen der Bruchfläche des Maschinenteiles die beste Möglichkeit festzustellen, welche Art der Beanspruchung den Bruch verursacht hat.

Ich habe durch eigene Versuche festgestellt, daß es für schnellaufende Maschinen in verschiedenen Fällen erforderlich ist, dem Material eine hohe Dauergrenze zu verleihen, und dies sogar auf Kosten der Brucharbeit.

Die Photographien 1 bis 4 stellen zwei typische Müdigkeitsbrüche dar.

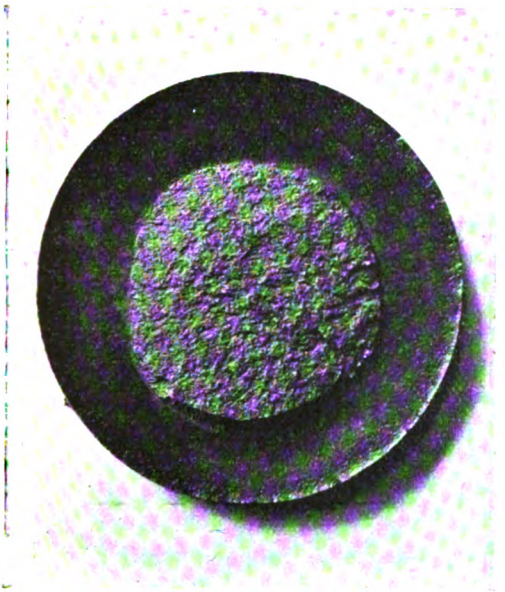
Photographie 1.
Welle eines Erzbrechers, Durchmesser = 100 mm. Stahl, 1 = 0·40%.
Im Betriebe gebrochen.



Photographie 2.
Probestück, Durchmesser = 10 mm. Stahl, 1 = 0·40%.
Nach 1·2 Millionen Umdrehungen bei einer Faserspannung von 22 kg pro mm² gebrochen.

Der Müdigkeitsriß ging in beiden Fällen von links nach rechts vor sich.

Digitized by Google



Photographie 3.
Achse eines elektrischen Wagens.
Durchm = 110mm. Stahl, $1 = 0{\cdot}55\%$.
Im Betriebe gebrochen.

Photographie 4.
Probestück, Durchmesser = 10 mm.
Stahl, $1 = 0{\cdot}65\%$.
Nach 100.000 Umdrehungen bei einer Faserspannung von 30 kg pro mm^2 gebrochen.

In beiden Fällen ging der Müdigkeitsriß gleichmäßig von der Peripherie bis zum halben Radius vor sich.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

V2b

EINIGE STATISCHE UND DYNAMISCHE DAUERPROBEN.

Von **J. O. Roos af Hjelmsäter,** Stockholm, Schweden.

(Übersetzt von J. Fleischmann, Wien.)

Die folgenden Versuchsreihen wurden in der königlichen Versuchsanstalt in Stockholm zu dem Zwecke durchgeführt, um die Festigkeit verschiedener Stahlsorten und Metalle bei verschiedener Hitzebehandlung festzustellen, und zwar gegenüber

a) statischer Dauerbeanspruchung auf Zug, hervorgerufen durch rotierendes Biegen,

b) dynamischer Dauerbeanspruchung auf Zug, hervorgerufen durch wiederholte Stöße von ganz bestimmter Stärke.

Durch diese Proben sollten außerdem, wenn möglich, die eventuell bestehenden Beziehungen zwischen dem Verhalten ein und desselben Materials diesen verschiedenen Zugbeanspruchungen gegenüber festgestellt werden.

Die Durchführung der geplanten Versuche wurde durch notwendige Abänderungen an den in Verwendung genommenen Maschinen verzögert. Es ist daher hier nur möglich, einige vorläufige Ergebnisse vorzuführen.

A. Die statischen Dauerproben wurden mit einer Maschine der Wöhler-Type zur Erzeugung rotierender Biegung durchgeführt. (Fig. 1.)

Eine in zwei Kugellagern rotierende Stahlspindel wird durch eine Riemenscheibe von einem elektrischen Motor angetrieben. An jedem der beiden Spindelenden ist ein Probestab gut zentrisch und solide befestigt. Der Probestab wird an dem äußeren Ende durch

Digitized by Google

ein Gewicht belastet, welches mittels eines Kugellagers auf dem Probestabe ruht.

Auf solche Weise durchläuft jede Faser der Oberfläche bei jeder Umdrehung einen Cyclus von Spannungen, die nach beiden Richtungen von der Ruhelage bis zur Maximalspannung verlaufen.

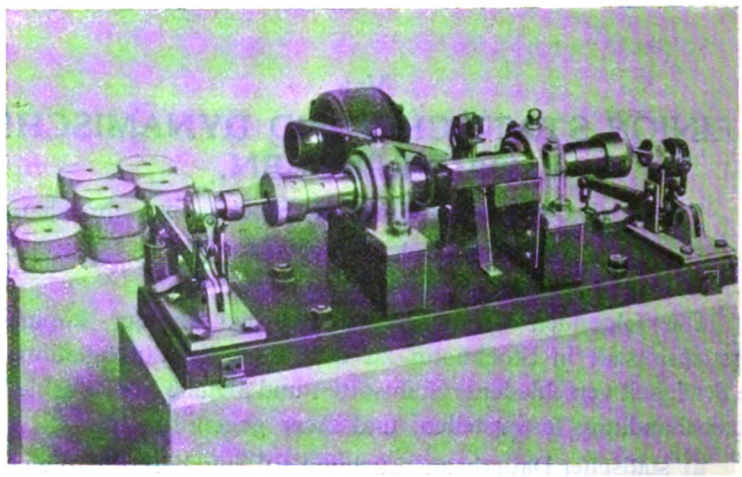


Fig. 1.

Die normale Form des Probestabes ist aus Fig. 2 ersichtlich, ebenso auch dessen Befestigung.

Seine wichtigsten Dimensionen sind die folgenden:

Durchmesser 10 mm, an der Befestigungsstelle 12 mm. Der Radius der Hohlkehle (an der Übergangsstelle auf den größeren Durchmesser) beträgt 1 mm.

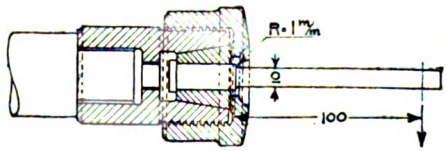


Fig. 2.

Der Probestab wurde mit einem scharfen Schneidewerkzeug angedreht. Die Teile an und zunächst der Verstärkung wurden grundiert und poliert.

Die Entfernung der Belastung vom Rande des stärkeren Durchmessers = l = 100 mm.

Digitized by Google

Die Belastung erfolgt durch Gewichte, die in diesem Falle mittelst eines Hebels auf dem Kugellager am äußeren Ende des Probestabes aufruhen. Um kleinere Schwingungen aufzuheben, sind zwischen Hebel und Kugellager Gummistücke eingelegt und die Gewichte an Federn aufgehängt.

Die Anzahl der Umdrehungen des Probestabes vor dem Eintritt des Bruches wird für jedes Stück durch einen elektrischen Registrator festgestellt, und die Maschine steht automatisch still, sobald die beiden Probestäbe gebrochen sind.

Wenn der Bruch des Probestabes dort eintritt, wo die Verstärkung desselben beginnt, so ist

$$l = 99 \text{ mm}; \; k_b = P \cdot \frac{1 \cdot 32}{\pi \cdot d^3} = \text{(annähernd) } P$$

wobei die Faserbeanspruchung $= K_b$ kg/mm^2; die Belastung des Probestabes $= P$ kg.

Die Proben wurden bisher aus gewöhnlichem Karbonstahl mit verschiedenem Kohlenstoffgehalt angefertigt, auf Rotglühhitze gebracht und teils in Wasser teils in Öl gekühlt.

Das verwendete Material besaß zylindrischen Querschnitt von 25 mm Durchmesser und war ein und demselben Ingot entnommen.

Zum Zwecke des Anlassens wurden entsprechende Längen des ursprünglichen, zylindrischen Stabes in einem elektrischen Ofen erhitzt und während 30 Minuten bei 850° C gehalten, worauf sie herausgenommen und an der Luft frei abkühlen gelassen wurden.

Die Ölhärtung wurde mit Proben durchgeführt, die um 1 mm stärker, als ihr schließlicher Durchmesser genommen wurden. Diese Stäbe wurden während 30 Minuten bei einer Temperatur von 850° C gehalten, in Mineralöl von ungefähr 40 visc. (nach Engler) und 20° C gehärtet und dann auf 550° C wiedererhitzt.

Es wurden vorläufig Untersuchungen angestellt, um festzustellen:

1. die Wirkung verschiedener Radien der Hohlkehle an der Einspannungsstelle des Stabes,

2. die Wirkung verschiedener Drehungsgeschwindigkeiten.

In der Regel wurden zu jeder Versuchsserie 4—6 Probestäbe verwendet, von welchen immer je zwei der gleichen Belastung unterzogen wurden.

Um die Wirkung verschiedener Radien der Hohlkehle festzustellen, wurde eine Reihe Versuche mit Stäben vorgenommen,

Digitized by Google

bei welchen diese teils mit 1 mm, teils mit $^1/_2$ mm Radius ausgeführt war.

Die Ergebnisse zeigten, daß mit dem kleineren Radius etwas ungleichere Ergebnisse und tiefere Dauergrenzen erhalten wurden, als mit jenem von 1 mm.

Die Differenz ist jedoch unbedeutend und es kann daraus die Folgerung gezogen werden, daß bei Annahme des Hohlkehlenradius von 1 mm eine bei der Herstellung der Probestäbe unvermeidliche Abweichung in der Radiusgröße das Ergebnis nicht nennenswert beeinflußt.

Zwecks Feststellung der Geschwindigkeitswirkung wurde eine Reihe Versuche mit einer Drehungsgeschwindigkeit der Stäbe von 1200 Drehungen p. M. und von 2400 Drehungen p. M. durchgeführt.

Die Ergebnisse zeigen wohl, daß bei größeren Geschwindigkeiten gegen alles Erwarten etwas höhere Dauergrenzen erzielt werden, daß aber der Einfluß der verschiedenen Geschwindigkeit ein sehr geringer ist.

Auf Grund dieser Erfahrungen halte ich es für ratsam, bei Dauerproben mit rotierender Biegung und kleinen Probestücken den letzteren die in Fig. 2 vorgesehenen Abmessungen zu geben und ihnen eine Geschwindigkeit von 1200—2400 Drehungen p. M. am besten von zirka 1800 Umdrehungen p. M. zu erteilen, was ungefähr 100.000 Umdrehungen in der Stunde entspricht.

Als Beispiel für die erzielten Resultate ist eine Diagrammzusammenstellung (Tabelle 1 und 2) beigegeben, welches sich auf einige Proben von Stahl mit 0·10, 0·40 und 0·65% C-Gehalt bezieht.

Als Ordinate ist die Faserbeanspruchung in kg/mm², als Abszisse die Anzahl der Millionenumdrehungen bei Eintritt des Bruches vorgesehen. ● bezeichnet die Fälle, wo Brüche eingetreten sind, o jene, wo keine Brüche eingetreten sind.

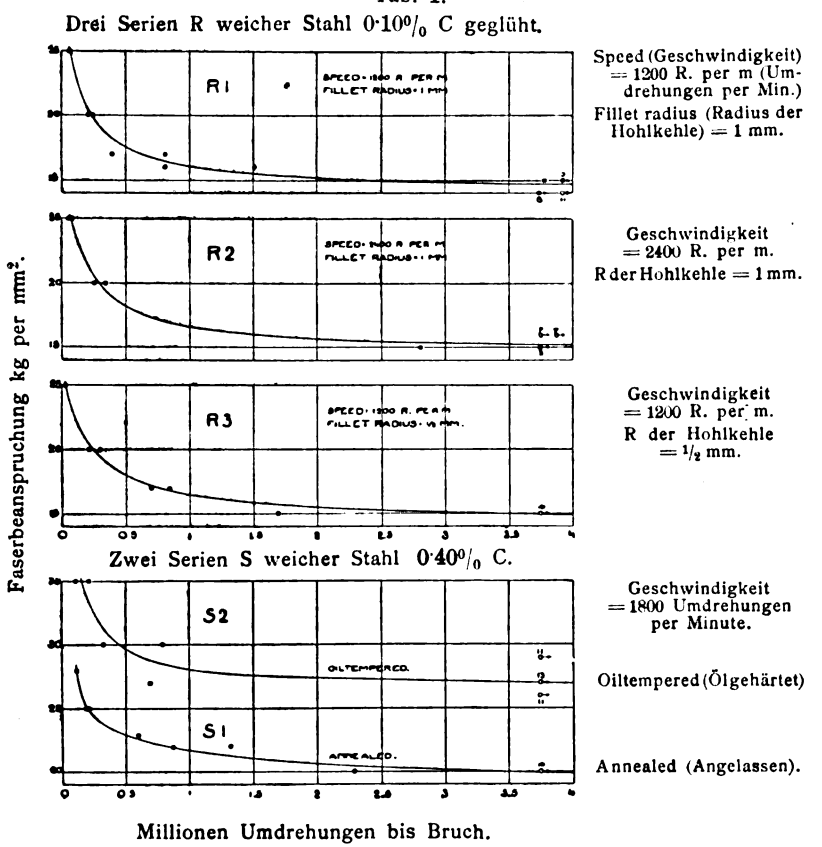
Als Dauergrenze für praktische Zwecke ist vorzugsweise jene aus den Schaubildern entnehmbare Faserbeanspruchung zu betrachten, für welche sich Brüche nach 1 Million Umdrehungen zeigten. Selbst bei nur 10% geringerer Faserbeanspruchung übersteigt die kritische Zahl der Umdrehungen 10 Millionen.

Bei der Rotation war es nicht möglich, eine geringe Schwingung des Probestückes zu vermeiden; doch war dieselbe sehr gering und soweit dies durch Messung überhaupt bestimmt werden kann, liegt die hierdurch hervorgerufene Veränderung in der Belastung

Digitized by Google

innerhalb $+5\%$ des durchschnittlichen Gewichtes. Bei gleich belasteten Probestäben desselben Materiales kam es öfters vor, daß eine Probe ohne wahrnehmbare Schwingungen früher brach, als eine andere mit kleinen wahrnehmbaren Schwingungen, was beweist, daß diese letzteren nur von geringer Bedeutung sein können.

Tab. 1.



Verschiedenheiten bei den Ergebnissen von Parallelproben sind meistens der Ungleichartigkeit des Materiales zuzuschreiben und speziell dem Vorkommen von kleinen Blasen und Schlackeneinschlüssen bei den äußeren Fasern der Bruchstelle.

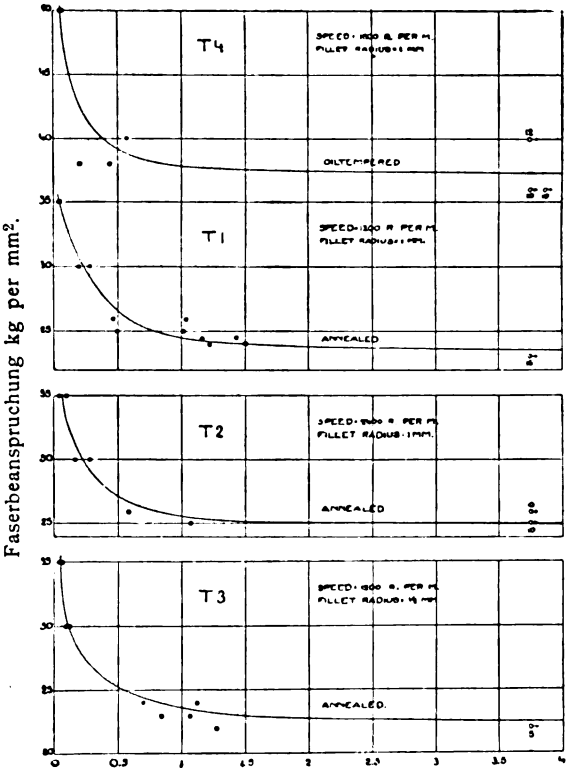
Bei den ölgehärteten Proben ist die Übereinstimmung zwischen den verschiedenen Werten und der Kurve eine weniger befriedigende, und zwar deshalb, weil es nicht möglich ist, bei allen Probestäben eine vollständig gleichartige Härtung zu erzielen.

Digitized by Google

Bei Erprobung zu praktischen Zwecken wird es gut sein, vier Paar Probestäbe von jeder Serie zu benützen. Für die erste Belastung ist es ratsam, eine Faserbeanspruchung in kg/mm² zu nehmen, welche sich nahe der Proportionalitätsgrenze befindet.

Tab. 2.

Vier Serien T Stahl 0·65% C.



Speed = 1800 R. per m. (Geschwindigkeit = 1800 Umdrehungen per Minute.)
Fillet radius (Radius der Hohlkehle) = 1 mm.
Oiltempered (Ölgehärtet)

Geschwindigkeit = 1200 R. per m.
R der Hohlkehle = 1 mm.
Annealed (Angelassen).

Geschwindigkeit = 2400 R. per m.
R der Hohlkehle = 1 mm.
Annealed (Angelassen).

Geschwindigkeit = 1200 R. per m.
R der Hohlkehle = ½ mm.
Annealed (Angelassen).

Die oben erwähnten Kurven betrachte ich als typisch in Bezug auf den Grad der Genauigkeit oder Ungenauigkeit, der bei der praktischen Anwendung dieser Methode erreicht werden kann. In dieser Beziehung bin ich der Meinung, daß diese Dauerproben für Abnahmeproben wohl nicht geeignet sind, aber trotzdem bei verschiedenen Gelegenheiten für die Auswahl des Materiales und dessen Hitzebehandlung von großem Wert sein können.

Die folgende Tabelle 3 zeigt die chemische Zusammensetzung, die Festigkeitswerte unter Zugbeanspruchung und die Dauerbruch-

Digitized by Google

festigkeit bei 1 Million Umdrehungen der in Frage stehenden Stahlsorten.

Tab. 3.

Stahlsorte	Chem. Zusammensetzung				
	C %	Si %	Mn %	P %	S %
R	0·11	0·01	0·33	0·019	0·013
S	0·40	0·20	0·51	0·027	0·011
T	0·65	0·20	0·49	0·023	0·007

Stahlsorte	Zugprobe			Dauerbruchfestigkeit	Verhältnis
	Proportional.-Grenze kg/mm²	Bruchfestigkeit kg/mm²	Dehnung auf eine Länge = 10 Durchmesser %	Faserbeanspruchung in kg/mm² m. Bruchwirkung nach 1 Mill. Umdrehungen	Dauergrenze zur Prop.-grenze
R	23·2	35·0	34·1	16	0·69
S	35·7	58·2	23·8	22	0·63
S	49·8	77·2	15·6	28	0·56
T	35·8	81·6	14·3	25	0·70
T	66·5	106·2	11·0	38	0·58

B. Die dynamischen Dauerproben wurden auf die folgende theoretische Überlegung hin durchgeführt.

A B ist ein prismatischer Metallstab, der an einem Achszapfen bei A solide befestigt ist. An dem freien Ende B ist derselbe einer Stoßwirkung Q ⊥ senkrecht zur Längsrichtung des Stabes ausgesetzt.

Der Stoß verursacht ein Abwärtsbiegen des Stabes = f max., dem eine maximale Faserbeanspruchung an der Befestigungsstelle = k_b max. entspricht.

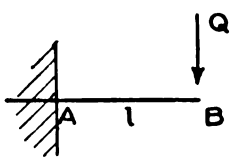


Fig. 3.

Nach dem Gesetz von Wirkung und Gegenwirkung wird die Stoßarbeit Q umgeformt in eine Deformationsarbeit des Stabes A B. Wird der Schlag derart durchgeführt, daß bei B keine bleibende lokale Formveränderung hervorgerufen wird, so erhalten wir

Q = der Abbiegungsarbeit des Stabes.

Ist der Schlag so schwach, daß k_b max. unterhalb der Proportionalitätsgrenze des Materiales fällt, dann muß die erwähnte

Digitized by Google

Abbiegearbeit gleich sein jener Arbeit, welche dieselbe Abbiegung bei fester Belastung = P hervorzubringen vermöchte.

$$\therefore Q = (\text{approx.}) \frac{P.f.\ max.}{2}$$

aber entsprechend der allgemein üblichen Biegungsgleichung

$$W = \frac{P.l}{k_b};\quad f = \frac{{}^1/_8 . k_b . l^2}{e . E}$$

$$\therefore Q = k_b^2\ max. . \frac{l . W}{6 . e . E}$$

und für Zylinder mit Durchmesser = d

$$Q = (\text{approx.})\ k_b^2\ max. . \frac{l . d^2}{30 . E}$$

Dieselbe Gleichung gilt, wenn der Stab auf zwei Stützpunkten A und B (AB = 1) frei gelagert ist und der Schlag den Stab an irgendeinem Punkt zwischen den Stützpunkten ⊥ auf die Richtung des Stabes trifft.

Um nach diesen Prinzipien die Schlagproben ausführen zu können, konstruierte Herr Gustafsson der „Aktiebolaget Alpha, Stockholm", eine Versuchsmaschine nach dem folgenden Schema. (Fig. 4.)

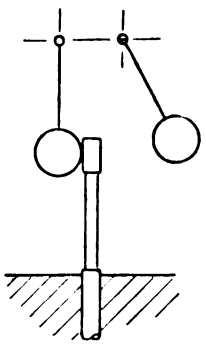


Fig. 4.

Der zylindrische Probestab wird in vertikaler Richtung in einem massiven Eisenfundament solide fixiert.

Die Schläge werden auf den oberen Teil des Probestabes mit Hilfe von zwei Pendelballen geführt, die abwechselnd in entgegengesetzter Richtung auf den Probestab aus einer bestimmten Höhe fallen gelassen werden. Sobald der Pendelball einmal auf den Stab aufgeschlagen hat und zurückgesprungen ist, wird er auf den Ausgangspunkt zurückgehoben, wo er für kurze Zeit festgehalten wird, ehe er wieder herabfällt.

Auf diese Weise durchläuft die gespannteste Faser bei jeder Serie von 2 Schlägen einen Cyclus von Spannungen, die von 0 bis zum Maximum reichten.

Die Maschine ist entweder derart konstruiert, daß der Probestab feststehend gehalten wird, so daß die Schläge auf zwei gegenüberliegende Punkte am Kopfe des Stabes auftreffen, oder

Digitized by Google

aber derart, daß sich das Fundament mit dem Probestab langsam dreht, so daß die Schläge verschiedene Punkte am Umfang des Kopfes treffen.

Überdies ist die Maschine derart eingerichtet, daß entweder sämtliche Schläge die gleiche Fallhöhe besitzen, oder aber daß die Fallhöhe für z. B. je 1000 Schläge anwächst. Die Maschine arbeitet automatisch und wird durch einen elektrischen Motor angetrieben.

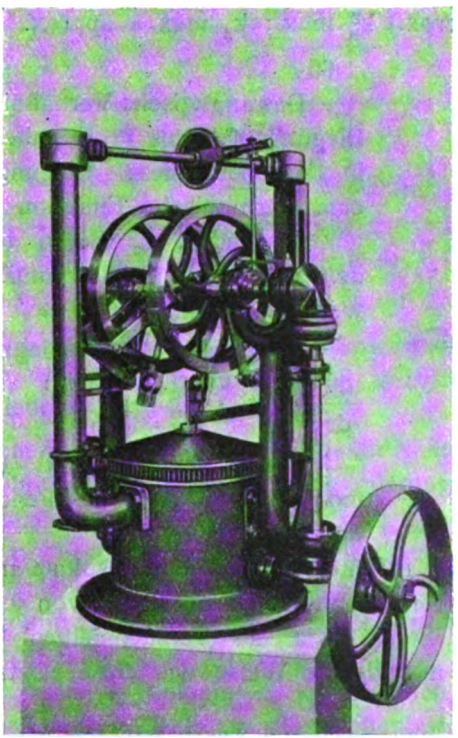


Fig. 5.

Die beigefügte Photographie, Fig. 5, zeigt eine Abbildung der verwendeten Maschine; eine neue Maschine noch einfacherer Bauart befindet sich in Konstruktion.

Effektive Pendellänge = 250 mm.
Effektives Pendelgewicht = 1 kg oder 0·5 kg.
Schnelligkeit = 50 Paar Schläge in der Minute.

Digitized by Google

Die Abmessungen des Probestabes sind aus Fig. 6 ersichtlich.

Der Durchmesser von 10 mm erscheint an der Befestigungsstelle auf 15 mm verstärkt, der Radius der Übergangsstelle (Hohlkehle) beträgt 1 mm.

Die effektive Länge des Probestabes l beträgt 100 mm.

Der obere Teil des Probestabes ist etwas verbreitert, um die Schläge aufnehmen zu können. An und zunächst der verstärkten Einspannstelle wurde der Probestab geschliffen und poliert.

Gemäß der vorangeführten Gleichung erhalten wir in kg und mm

$$Q = (\text{approx.})\ \frac{k_b^2 \text{ max.}}{60};\quad k_b \text{ max.} = \text{approx. } \sqrt{60 \cdot Q}.$$

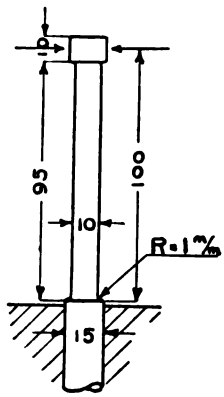


Fig. 6.

Das analytische Verhältnis zwischen dem Biegungspfeil des Probestabes und der Zeit, in welcher diese Biegung eintritt, ist eine harmonische Funktion von der Form $y = C^1 \sin. n. t.$, deren Konstanten aus den gegebenen Größen annähernd bestimmt werden können.

Für die größte Abbiegung

$$\frac{dy}{dt} = 0;\ \therefore\ t = \frac{\pi}{2 \cdot n} \text{ wobei } n = \sqrt{\frac{3 \cdot E \cdot J}{l^3 \cdot M}}$$

J = Trägheitsmoment; E = Elastizitätsmodul; M = Masse des Pendels; l = Länge des Probestabes.

Als Beispiel möchte ich noch jene Resultate anführen, welche ich bei rotierender Biegung mit Probestäben von 0·65% C erzielte, die demselben Stück, wie die Versuchsreihen Tabelle 1 entstammten und auf gleiche Weise wie diese erhitzt und gehärtet wurden.

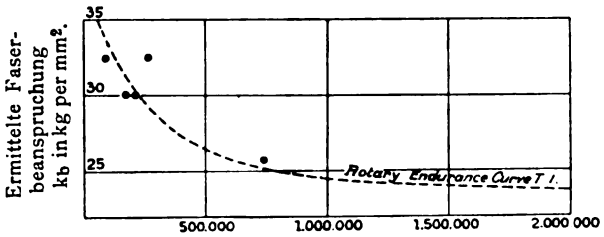
Pendelgewicht = 1 kg Fallhöhe mm	k_b max. in kg/mm²	Pendellänge = 250 mm Anzahl der Doppelschläge bis zum Bruch
17·5	32·4	1. 270.000 2. 93.000
15·0	30·0	1. 217.000 2. 183.000
11·0	25·7	742.000

Digitized by Google

Bei diesen Probereihen war der Probestab befestigt und der erfolgte Angriff der Kugeln stets auf zwei gleichen, auf gegenüberliegenden Seiten des Probestab-Kopfes gelegenen Punkten. Für alle Probestücke war die Fallhöhe konstant.

Diese Punkte sind in dem untenstehenden Diagramm (Fig. 7) ersichtlich; zu Vergleichszwecken ist die entsprechende Dauerkurve, Tabelle 1, für rotierende Biegungsbeanspruchung eingezeichnet.

Stahl T 0·65% C geglüht,
Pendeldauerprobe.



Paaranzahl der Schläge bis Bruch.

Fig. 7.

Die Zeitdauer, welche der Schlag beansprucht, um die größte Abbiegung des Stabes hervorzubringen, wurde auf ungefähr 0·003 Sekunden geschätzt.

Die Bruchstellen und das Metall in deren Nähe wurden mikroskopiert, doch konnte ich weder eine Veränderung in der Struktur, noch eine Krystallisation wahrnehmen.

In diesem besonderen Falle fanden die angenommenen theoretischen Beziehungen zwischen der Schlagarbeit und k_b max. ihre Bestätigung und zeigten die Dauergrenzen für rotierende Biegung und wiederholte Schläge gute Übereinstimmung.

Allerdings wäre es vorschnell, anzunehmen, daß auch eine solche Übereinstimmung allgemein platzgreifen würde.

Es besteht die Absicht, diese vergleichsweisen Untersuchungen auch mit Stahl von hohem Phosphorgehalt durchzuführen, um festzustellen, ob sich die Brüchigkeit bei Schlägen von so geringer Intensität, wie sie bei Dauerbeanspruchungen zur Anwendung kommen, fühlbar macht. Es ist jedoch wahrscheinlich, daß die Brüchigkeit erst bei Schlägen von solcher Stärke, die die Proportionalitätsgrenze des Materiales ansehnlich übersteigen und den Bruch des Materiales schon bei einem oder einigen Schlägen hervorrufen, zutage tritt.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

V3

ERMÜDUNG DER METALLE.

Von O. **Boudouard,**

Professor der Metallurgie an der Ecole de Physique et de Chimie Industrielles in Paris.

(Übersetzt von O. Vogel, Düsseldorf).

Der Bruch eines Metalles wird nicht allein dadurch herbeigeführt, daß man die Bruchbelastung ein einziges Mal wirken läßt, sondern auch dadurch, daß wenn es viel geringeren Dehnungen oder Kompressionen unterworfen wird, die aber alle in gleichem Sinne gerichtet sind und sich in genügender Zahl wiederholen, oder endlich auch, wenn es Dehnungen und Kompressionen ausgesetzt wird, die noch kleiner sind, als die vorhergehenden, vorausgesetzt, daß diese abwechselnd als Zug oder Druck wirken. Der Widerstand der Metalle gegenüber wechselweise einwirkenden Kräften ist eine wesentliche Eigenschaft für eine große Zahl technischer Anwendungen, besonders aber für die Maschinenteile, bei denen die Kraftäußerungen in jedem Augenblick hinsichtlich Richtung und Größe wechseln.

Vor zwei Jahren hat Herr A. Guillet, Sekretär der «Faculté des Sciences» in Paris, beim Studium der Schwingungsbewegungen der Metalle folgende zwei Tatsachen festgestellt: 1. Unter den gleichen Versuchsbedingungen ist die Dämpfung bei einem U aus weichem Eisen ungefähr dreimal so groß als bei einem U aus weichem Stahl. 2. Die Viscosität des Metalles wechselt in dem Maße wie es sich infolge der Wiederholung der wechselseitigen Kraftäußerung verschlechtert. Herr Professor Henry Le Chatelier lenkte die Aufmerksamkeit der Gelehrten und der Ingenieure auf das von Herrn Guillet aufgestellte Problem. Das Messen der Dämpfung förderte eine neue Eigenschaft der Materie zu Tage, die unmittelbar mit ihrer innersten Beschaffenheit

Digitized by Google

verknüpft ist. Die neue Prüfungsmethode bietet neben ihrer Billigkeit und ihrer Schnelligkeit noch den großen Vorteil, daß sie die Verschlechterung des Metalles nach Maßgabe ihrer Zunahme verfolgt; diese Veränderung äußert sich durch eine rasche und sehr beträchtliche Zunahme der Dämpfungsgeschwindigkeit der Vibration.

Für diese Prüfungsart ist die Anwendung der Stimmgabel, wie dies Herr Guillet angibt, durchaus nicht erforderlich; es ist

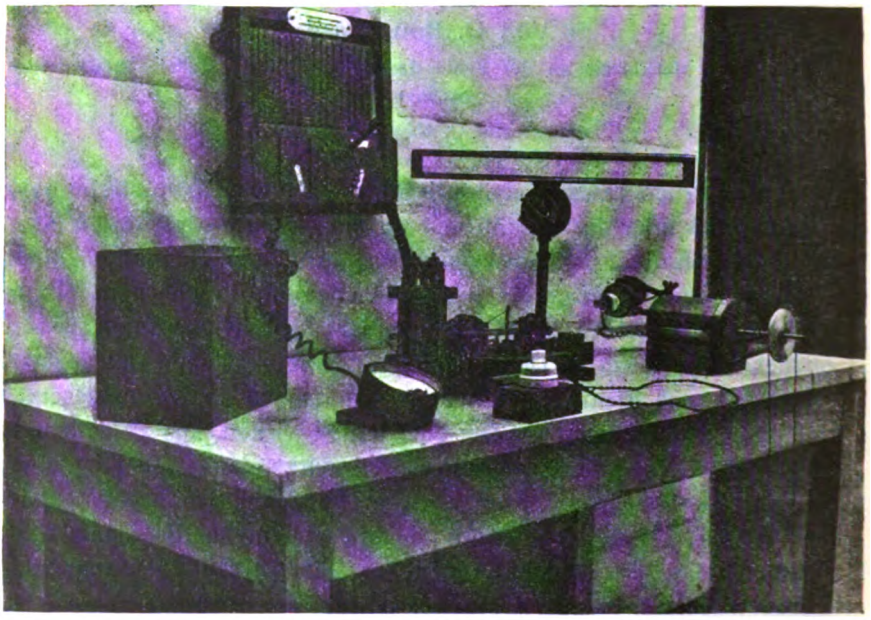


Fig. 1. **Gesamtansicht.**

im Gegenteil vorzuziehen, mit gewalzten rechteckigen Stäben, so wie sie von den Werken geliefert werden, zu arbeiten. Die einfachste Versuchsanordnung besteht darin, daß man derartige Stäbe von 20—30 cm Länge in einen starken und feststehenden Halter einspannt; die praktische Schwierigkeit dieses Verfahrens liegt nur darin, dieses Einspannen ohne den geringsten Spielraum zu ermöglichen, so daß es ohne Einfluß auf die Dämpfung ist.

Beschreibung des Apparates.

Der Apparat ist eingerichtet, um Schwingungen in horizontaler Richtung zu erzeugen (Fig. 1). Der zu prüfende Metallstab hat

Digitized by Google

1 cm Breite bei 0·5 cm Dicke und schwingt auf eine Länge von 27 cm; er ist mit dem einen Ende in einer Art Schraubstock S befestigt, der senkrecht auf einer Bank B angeordnet ist, die mit einer Längsnut versehen ist, längs welcher der zur Einwirkung

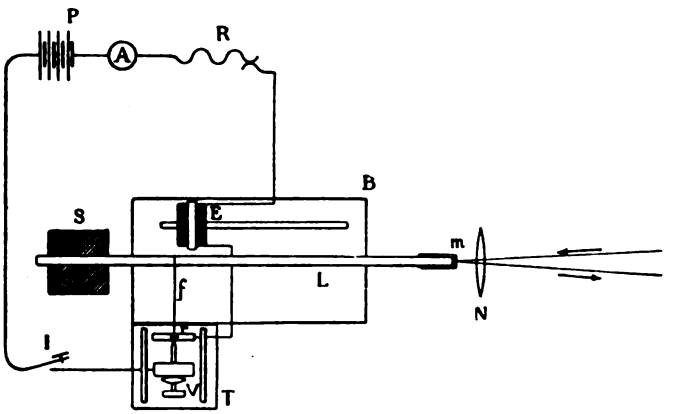


Fig. 2.

auf den Stab dienende Elektromagnet E verschoben werden kann. Auf der Seite der Bank, die von der Einspannvorrichtung unabhängig ist, befindet sich eine kleine Messingplatte T, welche ebenfalls mit zwei Längsschlitzen versehen ist, längs welchen sich der Kontakt, der von dem schwingenden Stab beeinflußt wird, verschieben läßt.

Die Einspannvorrichtung, in welcher der Metallstab befestigt wird, besteht aus einem kleinen Handwalzwerk, in welchem die Walzen durch zwei genau aufeinander gepaßte Backen aus hartem Stahl ersetzt sind, die zur Aufnahme des zu prüfenden Stabes dienen (Fig. 3). Der untere Backen M besitzt zwei Dübel G, die zu seiner Befestigung in zwei in den Sockel des Walzwerks gebohrte Löcher hineinpassen; auf den oberen Backen aber drücken die beiden Schrauben des Walzwerks.

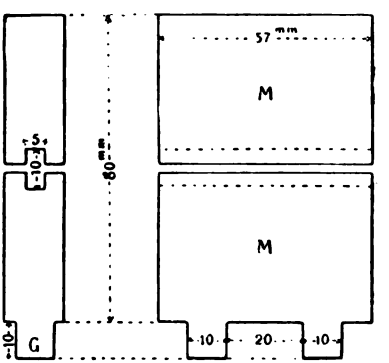


Fig. 3.

Digitized by Google

Der schwingende Stab wird auf diese Weise auf eine Länge von 5·7 cm unbeweglich erhalten. Die Spannvorrichtung ist mit Hilfe zweier Winkel aus weichem Eisen, die mit Klemmschrauben versehen sind, auf einer Schiefertafel solid befestigt. Dasselbe gilt von der Bank B und die Tafel ist mit den Mauern des Gebäudes fest verbunden. Bei dieser Art der Untersuchung ist es in der Tat wichtig, daß der Halter des schwingenden Stabes absolut feststeht, damit die schwingende Bewegung des letzteren nicht durch fremde Ursachen beeinflußt wird. Der Apparat, den ich im «Collège de France» aufgestellt habe, scheint dieser Bedingung zu entsprechen, denn bei der Prüfung mit einer horizontalen, leicht beweglichen Oberfläche ließ sich nur bei den Schwingungen mit sehr großem Ausschlag ein ganz geringes Bewegen des Halters beobachten; so aber hat die Einspannung des Metallstabes zwischen die Backen der Spannvorrichtung nicht den geringsten Spielraum und somit keinen Einfluß auf die Dämpfung der Schwingungsbewegung.

Der Kontakt ist ungefähr 9 cm von dem festen Ende des schwingenden Stabes entfernt angeordnet; er besteht aus einem federnden, vertikalen Metallstreifen r, der durch einen Faden f mit dem Stab in Verbindung steht (beweglicher Pol.); auf die Feder kann sich eine Schraube V stützen (fixer Pol). Die Stromunterbrechungen werden durch den schwingenden Stab bewirkt, der den Faden f mehr oder minder spannend, die Feder bewegt; der Teil der Feder, wo der Funken überspringt und das Ende der Schraube sind mit Platin belegt; da das Platin rasch von der Feder verschwindet, so ist es vorzuziehen, an seiner Stelle ein Eisenplättchen von 2—3 mm Dicke zu nehmen, das keinen Wert hat und leicht zu ersetzen ist. Der Angriff des Elektromagneten auf den Metallstab liegt ungefähr 10·5 cm von dem festen Ende des letzteren entfernt.

Durch ein Amperemeter kann die Stromstärke in jedem Augenblick gemessen und durch einen Widerstand R verändert werden; der Strom wird von 4 Akkumulatoren geliefert. Ein in den Stromkreis eingeschalteter Stromunterbrecher J gestattet, die Magneterregung in dem Augenblick zu unterbrechen, in welchem man die Dämpfung der Schwingungen des der Untersuchung unterworfenen Metalles beobachten will.

Digitized by Google

Die größte, mit einer gegebenen statischen Intensität vereinbare Amplitude wird erzielt, indem man den Kontakt derart einstellt, daß das Amperemeter die Hälfte des statischen Stromes anzeigt. Einige Centiampere reichen hin, um eine wahrnehmbare Vibration zu erzielen; will man hingegen einen Ausschlag des freien Endes des Stabes von einigen Centimetern erhalten, so braucht man einen Strom von mehreren Ampere. Der Abstand zwischen der Seitenfläche des Stabes und dem Ende des Kerns beträgt ungefähr $^1/_2$ cm.

Zum Ablesen der Ausschläge wird ein schmaler durch eine Lichtquelle scharf beleuchteter Spalt, oder noch besser der Faden einer Glühlampe selbst, in die Brennebene einer Linse N gebracht, die zwischen der durchsichtigen Skala und einem kleinen Planspiegel angebracht ist, der sich am Ende des schwingenden Stabes befindet. Die von der Lichtquelle kommenden Strahlen gehen zunächst durch die Linse, werden hierauf von dem Spiegel reflektiert und bilden, nachdem sie ein zweites Mal durch die Linse hindurchgegangen sind, ein Bild auf der Skala, die sich mit der Lichtquelle in derselben Ebene befindet. Der Spiegel wird von einer kleinen Messinghülse getragen, die über das freie Ende des schwingenden Stabes geschoben ist. Die Entfernung der Linse von dem Spiegel beträgt ungefähr 1 cm. Man kann Verschiebungen des Bildes von 30 cm und darüber erhalten, indem man Linsen von verschiedener Brennweite verwendet und die Entfernung der Lichtquelle vom Spiegel ändert. Mit einem Chronometer ist es möglich, die Ausschläge zu verschiedenen Zeiten zu messen; auch kann man die Gesamtdauer der Dämpfung bestimmen, doch ist dieses Verfahren sehr schwierig. Um eine größere Genauigkeit zu erreichen und namentlich um jeden persönlichen Fehler zu vermeiden, ist es bequemer, die Dämpfungskurve photographisch auf einem sich mit bekannter Geschwindigkeit drehenden Zylinder aufzunehmen. Der letztere kann z. B. eine Umdrehung in der Minute machen; gleichzeitig kann man ein für alle Mal die Schwingungskurve einer Stimmgabel in Zentel-Sekunden registrieren, was die Gesamtdauer der Dämpfung und die Zahl der Schwingungen des schwingenden Stabes pro Sekunde zu bestimmen erlaubt. Ich habe einen selbstregistrierenden Zylinder von 12 cm Höhe nach Richard benutzt, auf dem ein Blatt photographisches Papier mit sehr empfindlicher Bromgelatine aufgerollt ist. Der leuchtende Spalt wurde durch den

Digitized by Google

glühenden Faden einer Nernst-Lampe gebildet. Der Schnittpunkt des vertikalen leuchtenden Bildes mit einer horizontalen Spalte, die nach der Erzeugenden eines zweiten, den beweglichen Zylinder einhüllenden Zylinders hergestellt ist, liefert den Lichtpunkt, der auf dem photographischen Papiere seine Spur hinterläßt. Mit Rücksicht auf die Schnelligkeit der Schwingungen bei normalem Verlauf und zu Beginn der Dämpfungsperiode ist keine andere Lichtquelle als die Nernst-Lampe stark genug, um die normale Schwingungsbewegung und ihre Dämpfungskurve vollständig aufzuzeichnen.

Gang der Prüfung.

Bei jeder Versuchsreihe nimmt man zuerst die Dämpfungskurve des Stabes auf, bevor man ihn schwingen läßt; hierauf die Dämpfungskurven in den verschiedenen Zeitabständen bis zum Augenblick des Bruches und nun vergleicht man die verschiedenen Diagramme. Die Versuche von langer Dauer finden in Zeitabschnitten von ungleicher Länge statt, und manchmal bleibt das Metall zwischen der Aufnahme zweier auf einander folgender Dämpfungskurven einen oder zwei Tage in Ruhe.

Die mit einem Richardschen Apparat, der nur eine Umdrehung in der Minute macht, aufgenommene Kurve gestattet nicht, die Länge der aufeinander folgenden Ausschläge leicht und mit genügender Genauigkeit zu messen. Man erhält eben nur die Umhüllungskurve der Schwingungsbewegung, ohne die einzelnen Schwingungen unterscheiden zu können und man kann so bloß die Dauer der Dämpfung der Schwingungsbewegung feststellen. Wenn man aber das Uhrwerk, das die Umdrehungsgeschwindigkeit des Zylinders so regelt, daß er eine Umdrehung in der Minute macht, durch eine andere Antriebsvorrichtung ersetzt, und zwar in der Weise, daß die Geschwindigkeit ungefähr fünfmal so groß wird, so zeichnet sich die Schwingungsbewegung vollständig auf, und man kann auf der erhaltenen Photographie die Längen der Ausschläge sowie die Zahl der Schwingungen mit hinreichender Genauigkeit bestimmen. Eine solche Antriebsvorrichtung ist sehr einfach: auf der Welle des Registrierzylinders wird eine Scheibe aus Aluminium aufgekeilt, in deren Rille sich ein Faden befindet, der an einem Ende eine eiserne Scheibe und an dem anderen Ende ein Gegengewicht trägt; bei ihrem Fall reißt die Scheibe den Registrierzylinder mit sich, und die Bewegung wird dadurch

Digitized by Google

reguliert, daß der Fall in einem mit Wasser gefüllten Zylinder stattfindet, dessen Durchmesser etwas größer ist als derjenige

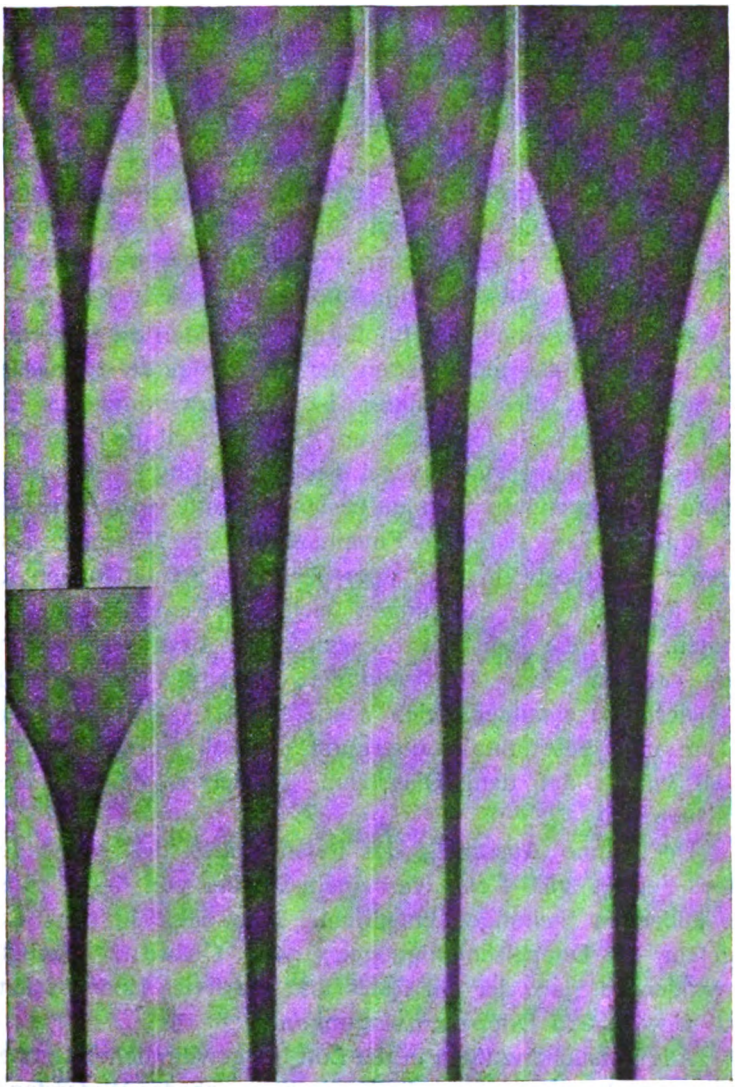


Fig. 4. **Dämpfungskurven.**

der Scheibe. Auf diese Weise erhält man eine Rotation des Registrierzylinders, die hinreichend genau ist und sich den Ver-

Digitized by Google

suchen sehr gut anpaßt. Zur Aufnahme einer Kurve bringt man die Scheibe in ihre höchste Lage und nachdem man den Schieber des Richardschen Apparates geöffnet hat, überläßt man den letzteren einige Sekunden lang sich selbst, worauf man den Erregerstrom des Elektromagneten mit Hilfe des Unterbrechers J unterbricht.

1. geglüht Nr. 1, 2. geglüht Nr. 1, 3 gehärtet Nr. 4, 4. gehärtet Nr. 1, 5. geglüht Nr. 1.

Wenn die Schnurscheibe eine Umdrehung gemacht hat, was man leicht an einem passend angebrachten Zeichen erkennen kann, so läßt man den Schieber wieder herunter und braucht nur noch die photographische Aufnahme zu entwickeln.

Auf den so erhaltenen Photographien bilden die Entfernungen zwischen den äußersten Punkten der Ausschläge die zu messenden Amplituden; an diesen Punkten ist die Einwirkung des Lichtes auf das photographische Papier am größten, weil die Geschwindigkeit der Übertragung vom Spiegel hier ganz gering ist. Die Messung der Amplituden nimmt man am besten mit Hilfe eines Spiegelglases vor, auf welchem sich eine Einteilung in halbe Millimeter befindet und das man nach einander über jede der Schwingungen führen kann; man kann die Ablesungen leicht auf Viertel-Millimeter vornehmen. Um die Zahl der Schwingungen besonders gegen das Ende der Dämpfung zu bestimmen, trägt das Glas eine Reihe paralleler, von einander gleich weit entfernter Linien, die gestatten, es um eine bestimmte Länge und parallel zu sich selbst von einem vorher auf dem Diagramm gemachten Zeichen aus zu verschieben.

Der ganze Ausschlag des freien Endes des schwingenden Stabes beträgt 3·5—4 cm, was einem Winkel von 6—7° zwischen den äußersten Stellungen entspricht. Man zählt in der Sekunde ungefähr 30 Doppelschwingungen; nach Chladni erzeugt ein schwingender Stab, der ein festes und ein freies Ende besitzt, die Note C = 32·625 Doppelschwingungen.

Alle Versuche wurden in der Luft bei gewöhnlicher Temperatur ausgeführt. Allerdings liegt die Frage nahe, ob der Widerstand der Metalle gegenüber wechselweise wirkenden Kräften nicht eine Funktion der Temperatur ist; sehr häufig werden die Metalle mehr oder weniger hohen Temperaturen ausgesetzt und es ist bekannt, daß die Brüche der in den Antriebsmaschinen durch Dampf

Digitized by Google

erhitzten Stücke sich manchmal nicht durch eine Verringerung der Zähigkeit erklären lassen. Schwingungsprüfungen in der Wärme sind im Einverständnis mit den Stahlwerken von Unieux bereits im Gange.

Untersuchungsergebnisse.

Die Versuche erstreckten sich auf Kohlenstoffstähle, die mir die Werke von Schneider & Cie. freundlichst zur Verfügung gestellt hatten.

Nr. 1 Puddeleisen,
„ 2 Basischer Martinstahl, extra weich,
„ 3 Tiegelstahl mit ungefähr 0·3% C,
„ 4 „ „ „ 0·6% „
„ 5 „ „ „ 1·0% „

Hinsichtlich des Genauigkeitsgrades des Verfahrens habe ich untersucht, ob es möglich ist, stets die gleichen Versuchsbedingungen herzustellen, einesteils bezüglich der Einspannung des Stäbchens zwischen den Backen des Schraubstockes und andernteils hinsichtlich der Befestigung des Schraubstocks auf dem Tisch. Im ersten Falle sind die erhaltenen Abweichungen bedeutend geringer als diejenigen, die man bei den verschiedenen Dämpfungskurven erhält; im zweiten Falle wird man eine mangelhafte Befestigung sofort erkennen, weil die Dämpfung der Schwingungsbewegung fast unmittelbar eintritt.

Was den Einfluß des Luftwiderstandes auf die Schwingungsbewegung betrifft, der übrigens nicht die allgemeinen Schlußfolgerungen dieser Arbeit beeinflußt, so äußert sich dieser durch eine Vergrößerung des Wertes der Abnahme, die ungefähr 10% beträgt; dies ist der dafür allgemein angenommene Wert.

In der tabellarischen Zusammenstellung der Ergebnisse, die sich in dem «Bulletin de la Société d'Encouragement pour l'Industrie Nationale» (Dez. 1910, Jan. 1911) befindet, geben die verschiedenen Rubriken die Anzahl der Schwingungen, die Längen der auf der Photographie gemessenen Ausschläge, die natürlichen Logarithmen dieser Ausschläge, die natürlichen Logarithmen der Verhältnisse von zwei Ausschlägen von verschiedener Reihenfolge und die entsprechenden logarithmischen Abnahmen an.

Digitized by Google

Im allgemeinen findet man beim Bruch eines Versuchsstabes:

Bezeichnung des Metalles	Dauer der Schwingungsbewegung bis zum Bruch in Stunden	Zahl der Schwingungen
Nr. 1 geglüht	18 h 45′	1,995.000
„ 2 „	11 h 45′	1,215.000
„ 3 „	13 h 15′	1,431.000
— gehärtet	14 h 15′	1,512.000
„ 4 geglüht	6 h 15′	648.000
— gehärtet	1 h 25′	153.000
„ 5 geglüht	3 h 25′	369.000
— gehärtet	5′	9.000
— „ und angelassen	nach 26½ Stunden nicht gebrochen	> 2,862.000

Bei allen diesen Versuchen wird der Bruch des Metalles durch die Wiederholung einer großen Zahl wechselseitig wirkender Kräfte, die geringer sind als die Bruchbelastung, erzeugt. Es ist bekannt, daß wenn man ein Metallstück wiederholten wechselseitigen Beanspruchungen zwischen einer unteren Belastung Null und einer bestimmten höheren Belastung unterwirft, man selbst nach einer unbegrenzten Zahl von Kraftäußerung keinen Bruch erzielt, so lange die höhere Belastung nicht die ursprüngliche Elastizitätsgrenze erreicht; so lange die Elastizitätsgrenze nicht überschritten wird, ist die Sicherheit des Stückes nicht gefährdet. Es ist leicht, einerseits die angemessene Stärke der Einwirkung des Elektro-Magneten, die geeignet ist, dem Versuchsstab die entsprechende Biegung zu geben, annähernd zu berechnen, andererseits die praktische Elastizitätsgrenze der durch die Schwingungsbewegung zu prüfenden Metalle experimentell festzustellen. Aus dieser Beobachtung geht hervor, daß die Stäbe brachen, obgleich sie unter ihrer Elastizitätsgrenze beansprucht wurden.

Faßt man zum Schluß die Frage der Dämpfung der Schwingungsbewegung ins Auge, so scheinen die Gesamtergebnisse — entgegen den Resultaten, die man zu Beginn der Arbeit hätte erhoffen können — nicht sehr deutlich darauf hinzuweisen, daß das Metall vor seinem Bruch sehr bemerkenswerte Umwandlungen erlitten habe, und daß seine Veränderung durch Vergleichung der Dämpfungsgeschwindigkeiten der Schwingungsbewegung zu ver-

Digitized by Google

schiedenen Zeiten leicht hätte verfolgt werden können. Man kann sich indessen von der Veränderung der Dämpfung Rechenschaft geben, indem man bei jedem Versuch die mittlere logarithmische Abnahme bestimmt; zu demselben Resultat gelangt man durch Berücksichtigung der Dämpfungskurven, die man konstruiert, indem man die Schwingungszahlen und die Logarithmen der Ausschläge als Koordinaten nimmt.

Schlußfolgerung.

1. Bei der Untersuchung verschiedener Probestäbe ist es sehr leicht, die gleichen Versuchsbedingungen herzustellen und unter sich vergleichbare Messungen zu erhalten; ein Fehler in der Befestigung der Einspannvorrichtung ist nicht zu befürchten, denn er würde sich sofort durch die Dämpfungskurven zu erkennen geben, die dann von den gewöhnlich erhaltenen vollständig abweichen würden. Was die Zeit anbetrifft, die zur Herbeiführung des Bruches eines bestimmten Metalles, das einer andauernden Schwingungsbewegung unterworfen wird, erforderlich ist, so ist sie bei den verschiedenen Versuchen praktisch genommen gleich; für die Stähle mit 0·3% Kohlenstoff von verschiedener Herkunft, jedoch von derselben chemischen Zusammensetzung fand man eine verhältnismäßig ziemlich gleiche Versuchsdauer von $12^1/_2$ bis $13^1/_4$ Stunden. Das neue Verfahren zur Prüfung der Metalle durch Beobachtung der Schwingungsdämpfung ist daher geeignet, zur Bestimmung ihres Widerstandes gegen wechselseitige Beanspruchungen zweckdienlich angewendet zu werden.

2. Eine genügend lang ausgedehnte Schwingungsbewegung führt stets zum Bruch des geprüften Metalles und die Zahl der dazu nötigen Schwingungen steht bei den untersuchten halbharten und harten Stählen im umgekehrten Verhältnis zu ihrem Kohlenstoffgehalt. Puddeleisen und ganz weicher Stahl, welche eine sehr ähnliche chemische Zusammensetzung — ausgenommen den Mangangehalt, der zwischen 0·050 und 0·400% schwankt — und die gleichen mechanischen Konstanten besitzen, zeigen einen sehr bedeutenden Unterschied hinsichtlich der Zeit, die erforderlich ist, um sie zum Bruch zu bringen; das Puddeleisen war viel widerstandsfähiger als der extra weiche Stahl. Der Stahl mit 0·3% Kohlenstoff läßt geglüht oder gehärtet keinen merklichen Unterschied erkennen. Bei hartem Stahl vermindert die Härtung die

Digitized by Google

Schwingungsdauer, die zur Herbeiführung des Bruches erforderlich ist, sehr beträchtlich. Das Anlassen verbessert die Güte der Metalle sehr bedeutend; so ist ein Stahl mit 1·0% Kohlenstoff, der im geglühten Zustand nach 3 Stunden 25 Minuten und im gehärteten Zustand nach 5 Minuten brach, im gehärteten und wieder angelassenen Zustand selbst nach 26 Stunden und 30 Minuten noch nicht gebrochen.

3. Wenn man die Bruchflächen der gebrochenen Metalle betrachtet, so zeigen alle ein ähnliches Aussehen; man bemerkt daselbst, sogar mit freiem Auge, sehr deutlich Trennungslinien, nach welchen sich der Bruch fortschreitend gebildet zu haben scheint. Die Korngröße ist je nach der Zone verschieden und erscheint bei den gehärteten Metallen bedeutend vergrößert. Weiter sieht man senkrecht zu den Kanten der Bruchflächen stark hervortretende zackige Linien, die in ihrer Länge die Hälfte der kleinsten Abmessung des Probestabes nicht überschreiten und keinerlei Regelmäßigkeit darbieten.

4. Hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften ist es ratsam, die große Erhebung der Elastizitätsgrenze, welche das Puddeleisen und der extraweiche Stahl zeigen, nachdem man sie einer Vibration unterzogen hat, die ihren Bruch herbeiführte, auszuschalten. Ebenso ist zu bemerken, daß alle untersuchten Metalle gebrochen sind, trotzdem man sie beträchtlich unter ihrer Elastizitätsgrenze behandelt hat.

5. Die Veränderungen in der Schwingungsdämpfung sind im allgemeinen zu gering, um ein Metall zu verschiedenen Zeitpunkten der Prüfung zu charakterisieren. Wenn es möglich wäre, den Augenblick des Bruches genau vorauszusehen, so könnte man aus der Vergleichung der einige Minuten vor diesem Bruch erhaltenen Kurve mit der Anfangskurve einen besseren Aufschluß über den Zustand des Metalles, das in Schwingungen versetzt worden war, erhalten. Dies scheint aus den Versuchen mit den Metallen 1 geglüht und 4 gehärtet zu folgen, für welche die Dämpfungskurven, die 15 und 25 Minuten vor dem Bruch aufgenommen wurden, Dämpfungen anzeigen, die um ungefähr 50% gegenüber der Anfangsdämpfung zugenommen haben. Jedoch läßt sich keine feste Regel aufstellen, denn sie wird für jedes neue Metall unbekannt sein, wenn nicht die Prüfungen in sehr kleinen Zeitabständen vervielfältigt werden. Allerdings wird dadurch das Ver-

Digitized by Google

fahren sehr zeitraubend. Ich muß übrigens auch an die Versuche mit langer Zeitdauer erinnern, die ich ausgeführt habe und die nicht ohne Unterbrechung stattfinden konnten. Dabei blieb das Metall zwischen der Aufnahme zweier sich folgender Dämpfungskurven während eines oder mehrerer Tage in Ruhe, und es wäre nicht unmöglich, daß dieser Umstand einen bestimmten Einfluß auf das Endergebnis dieser Prüfung hätte.

Bei den geglühten Stählen nimmt die Dämpfung mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt ab. Vergleicht man den ganz weichen Stahl mit dem Puddeleisen von derselben chemischen Zusammensetzung und den gleichen mechanischen Eigenschaften bei gleicher Schwingungsdauer, so findet man, daß die Dämpfung beim Puddeleisen ungefähr 50% geringer ist, als diejenige beim ganz weichen Stahl, und daß sie ihr eine Viertelstunde vor dem Bruch des Probestabes fast gleich wird, das heißt 7 Stunden 30 Minuten nachdem der Stab aus ganz weichem Stahl gebrochen ist. Die Dämpfung des Metalles Nr. 3 gehärtet ist geringer als die desselben Metalles geglüht; das Entgegengesetzte ist der Fall bei den Metallen Nr. 4 geglüht und gehärtet. Endlich bleibt die Dämpfung des Metalles Nr. 5 gehärtet und wieder angelassen, obgleich sie ein Maximum erreicht, ziemlich gleich derjenigen des ausgeglühten Metalles.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

V4a

DAUERVERSUCHE I.

UNTERSUCHUNG ÜBER EINE FÜR DIE PRAXIS BRAUCHBARE DAUERPROBE.

Von **J. B. Kommers,** Universität von Wisconsin, Madison, Wis.

(Übersetzt von Th. Scharff, Hamburg.)

Im Laufe der letzten beiden Jahre hat Verfasser eine Untersuchung durchgeführt, die das Studium einer Probe für wechselnde Beanspruchung, bei der das Material über die Elastizitätsgrenze hinaus beansprucht wird, zum Zweck hatte. Eine der Wöhlerschen ähnliche Probe ist zweifellos nicht schnell genug durchführbar, um in der Praxis benutzt zu werden. Aus diesem Grunde schien es vor allem wünschenswert, jene Hauptfaktoren einer Untersuchung zu unterziehen, die bei einer Prüfung, welche sich für die Zwecke der Praxis als ausreichend erweisen soll, in Betracht kommen.

Im Hinblick auf einige andere Berichte, die vorgelegt werden sollen, scheint es mir derzeit erwünscht, die Ergebnisse zu veröffentlichen, die bei diesen Vorversuchen gewonnen wurden.

Bei Durchführung der Untersuchung wurde beschlossen, lieber eine der schon im Handel käuflichen Maschinen auszuprobieren, als eine neue zu konstruieren. Bei der Wahl der benutzten Spezialmaschine legte man hauptsächlich Gewicht auf die Einfachheit des dazu nötigen Probestückes und auf die Tauglichkeit der Maschine für die soeben in Umrissen skizzierte Prüfungsarbeit. Nach reiflicher Überlegung wurde aus den verschiedenen zur Auswahl stehenden Maschinen die Landgraf-Turner-Maschine mit wechselnder Schlagrichtung gewählt, da das für diese Maschine benötigte Probestück nur einfach ein Rundeisenstab von 0·95 cm ($^3/_8$") Durchmesser und ungefähr 21·5 cm ($8^1/_2$") Länge ist. Bei einer Probe von solcher Länge können auch beide Enden geprüft werden, so daß jede Probe zwei Resultate ergibt.

Digitized by Google

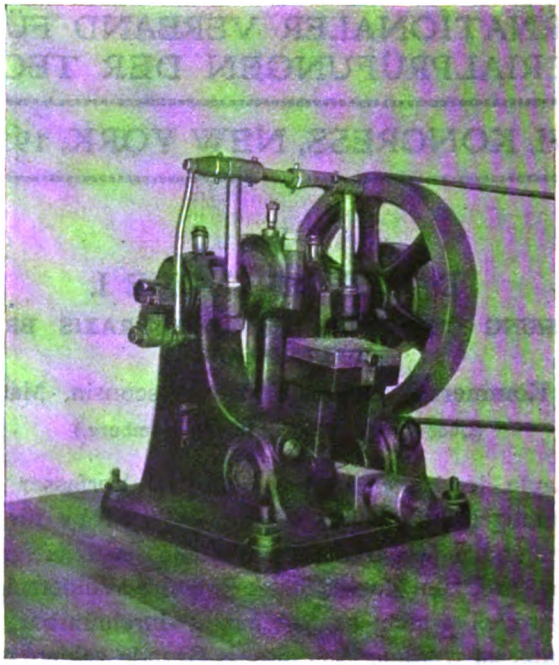


Fig. 1.

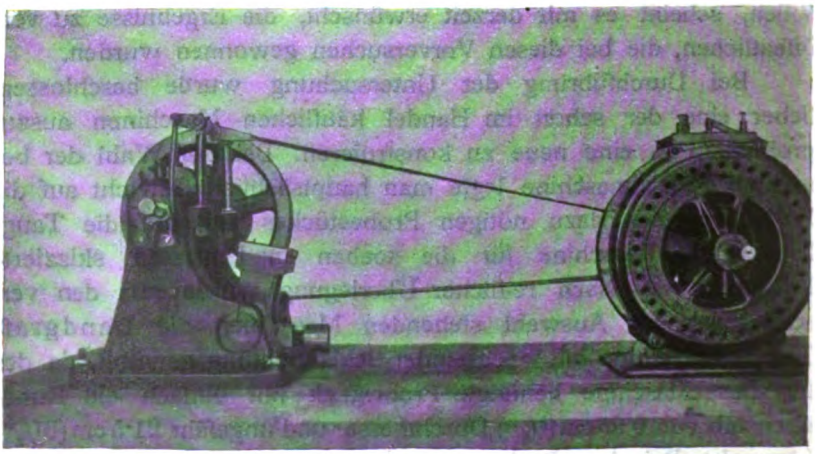


Fig. 2.

Digitized by Google

Außerdem ließe sich diese Maschine ganz leicht für die erforderliche Prüfungsarbeit umbauen.

Die Fig. 1 und 2 zeigen Stirn- und Seitenansicht der Landgraf-Turner-Maschine. Fig. 3 gibt den zur Ausführung des Versuches dienenden, wesentlichen Teil der Maschine wieder. Die Probe wird lotrecht festgehalten wie ein Kragbalken und von seiner Ruhestellung aus nach beiden Seiten ausgebogen, so daß die Probe bei A auf ein und derselben Seite erst einer Zugspannung, dann einer Druckspannung ausgesetzt ist. Die Probe wird in dem Schraubstock bei A B auf mehr als 3·8 cm ($1^1/_2$") seiner Länge festgehalten. Die Schwinge C verursacht die Ausbiegung der Probe. Das Kopfende dieser Schwinge ist mit zwei Hammerbahnen D und E aus gehärtetem Stahl ausgerüstet. Es ist einleuchtend, daß die Probe einen Schlag von bestimmter Kraft erhält, bevor sie sich biegt, wenn die Hammerbahnen mehr als 0·95 cm ($1^1/_2$" wie in der Skizze) auseinanderstehen. Die freie Länge der Probe von der Kante des Schraubstockes bis zu den Hammerbahnen beträgt 10 cm. Der diese Bahnen tragende Rahmen kann verstellt werden, so daß der Betrag der Verbiegung nach beiden Seiten von der Ruhelage aus der gleiche ist.

Die Schwinge, die die Probe verbiegt, wird mittels einer Kurbel angetrieben. Bei den vorerwähnten Versuchen war es notwendig, den Weg der Maschine zu verändern und dies wurde durch Anbringung passender doppelter Exzenter an der Kurbelwelle erreicht. Auf diese Weise war es zum Beispiel möglich, die Verbiegung zu änderen, während der Abstand zwischen den Hammerbahnen D und E unverändert blieb. Andererseits war es durch Beschaffung verschiedener Sätze von Hammerbahnen möglich, den Abstand zwischen ihnen zu verändern.

Da Hunderte von Proben zu prüfen waren, wären die Versuche sehr kostspielig gewesen, wenn jedes Stück auf einer Drehbank abgedreht worden wäre. Um diese Ausgabe zu vermeiden, wurde beschlossen, 0·95 cm ($^3/_8$") starkes kaltgewalztes Rundeisen zu verwenden, das ausgeglüht wurde. Das Eisen wurde durch den Handel bezogen und am Universitätslaboratorium für Materialprüfung in einem Ofen mit Gasheizung auf Rotglut erhitzt. Zur Kontrolle der Gleichförmigkeit des Eisens wurden aus jeder Lieferung, nachdem sie ausgeglüht worden war, drei Zerreißproben gemacht. Tafel I gibt die Resultate der Zerreißproben von einer

Digitized by Google

der Eisenlieferungen wieder, sowie auch die chemische Analyse der verwendeten Eisensorte.

Nebenher sei erwähnt, daß in den Fällen, wo man eine Reihe von Daten für Vergleichszwecke erhalten wollte, darauf achtgegeben wurde, daß alle Probestücke von ein und demselben Satz stammten, damit eine kleine Verschiedenheit zwischen den einzelnen Erzeugungssätzen nicht etwa die Resultate beeinflußte. Man fand, daß ein geringer Unterschied im Durchmesser der Probestäbe die Ergebnisse anscheinend nicht beeinflußte. Der größte Unterschied dieser Art betrug ungefähr 0·1 mm (0·004"), während er im Durchschnitt wahrscheinlich die Hälfte hiervon ausmachte.

Tabelle I.

Zugversuch mit kalt gewalztem Flußeisen nach dem Ausglühen.

Material	8. Satz		
Marke oder Nummer	1	2	3
Streckgrenze kg/qcm	2790	2755	2790
Zerreißfestigkeit kg/qcm	4250	4290	4250
Dehnung auf 5·1 cm, Meßlänge %	38	36	38
Querschnittsverminderung %	63·2	64·4	63·2

Chemische Analyse des Flußeisens.

Kohlenstoff	0·10 %
Mangan	0·57 %
Silizium	0·005%
Schwefel	0·108%
Phosphor	0·109%

Im Verlaufe der Versuche fand man, daß das Versuchsstück kurz vor dem vollständigen Bruch weich zu werden und nachzugeben schien. Dies war im allgemeinen ganz deutlich durch den Unterschied im „Ton" der Maschine wahrnehmbar. Dieser Vorgang wurde weiter untersucht und man fand, daß das Probestück, wenn es unmittelbar nach diesem Weichwerden aus der Maschine herausgenommen wurde, deutliche Risse oder Sprünge auf beiden Seiten der Einspannstelle aufwies, wie in Fig. 4 dargestellt.

Es war ferner möglich, das Probestück durch Hin- und Herbiegen mit der Hand vollständig zu zerbrechen, sobald die Stufe des „Weichwerdens" überschritten war. Wenn das andere Ende des Versuchsstückes geprüft und aus der Maschine kurz bevor

Digitized by Google

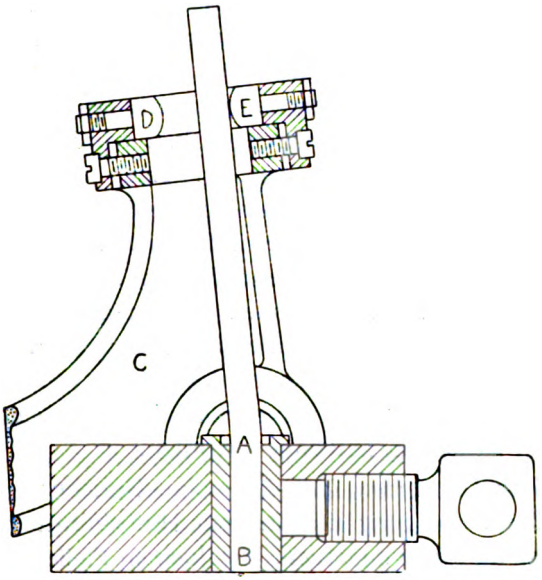


Fig. 3.

Fig. 4.

Digitized by Google

das „Weichwerden“ zu erwarten war, herausgenommen wurde, fand man, daß das Probestück entweder kein Zeichen eines Risses oder nur einen beginnenden Riß an einer Seite aufwies. Überdies war der Probestab in diesem Zustande noch viel zu fest, um mit der Hand zerbrochen werden zu können. Weitere Versuche in dieser Richtung schienen darauf hinzuweisen, daß die Stufe des „Weichwerdens“ tatsächlich das Bruchstadium war und daß der Stab nach dem Überschreiten dieses Stadiums nur durch einen schmalen Metallstreifen, der keine wirkliche Festigkeit besaß, ungefähr in der Mitte des Querschnittes zusammengehalten wurde. So würde z. B. der obere Teil des Probestabes bei einer bestimmten Schlagwirkung infolge der erhaltenen Schläge bald lose werden, während es ohne Schlagwirkung nach dem Weichwerden weiterer 25 bis 100 Hübe bedürfte, um den endgültigen Bruch herbeizuführen. Aus den oben angeführten Gründen hielt man es für richtig, einen ehrlichen Vergleich von dem wirklichen Bruchstadium abhängig zu machen, und das ist das Stadium des „Weichwerdens“. Die Ergebnisse, die in den Kurven veranschaulicht sind, sind auf Grundlage dieser Überlegung gewonnen worden.

Fig. 5 und 6 geben die allgemeine Beziehung an zwischen dem Maß der Verbiegung und der zur Herbeiführung des Bruches nötigen Zahl der Schwingungen. Die kleinen Pfeile an den Kurven deuten die Stellen an, wo zwei Punkte zusammenfallen. Mit einer Schwingung ist die Verbiegung der Probe aus der vertikalen Stellung zuerst nach der einen, dann nach der anderen Seite und zurück in die Ruhestellung gemeint. Die Kurve (Fig. 5) ist für verschiedene Geschwindigkeiten ohne Schlagwirkung, die Fig. 6 für verschiedene Geschwindigkeiten bei 1·9 cm ($^3/_8$“) Schlagstärke aufgetragen. Unter Geschwindigkeit ist die minutliche Anzahl der Spannungszyklen, denen der Probestab ausgesetzt wird, verstanden. Schlagstärke bedeutet hier den Zwischenraum zwischen der Probe und dem Hammer D, wenn er sich in der durch Fig. 3 dargestellten Stellung befindet. Diese Kurven zeigen, wie schnell die zur Herbeiführung des Bruches erforderliche Zahl der Schwingungen zunimmt, wenn die Verbiegung der Probe verringert wird.

Wenn die Elastizitätsgrenze des zu diesen Proben benutzten Flußeisens 2450 kg/qcm (35·000 liv/inch^2) beträgt, würde es einer Durchbiegung von nur 0·0842 cm (0·0332“) bedürfen, um das Eisen bis zu dieser Grenze zu beanspruchen. Ein Blick auf die Kurven

Digitized by Google

zeigt, daß bei dieser Ausbiegung wahrscheinlich Millionen von Schwingungen zur Herbeiführung des Bruches nötig sein würden. Viele Versuche innerhalb der Elastizitätsgrenze haben dasselbe bewiesen und gezeigt, daß eine solche Prüfung für die Zwecke der Praxis nicht in Frage kommen kann.

Es scheint mir angebracht, an dieser Stelle zu betonen, daß die Versuche in allen Fällen wiederholt wurden, um einen guten Durchschnitt zu erhalten, so daß tatsächlich jeder auf den verschiedenen Kurven angegebene Punkt den Durchschnitt von vier Versuchen darstellt.

Die Fig. 7 und 8 zeigen die Wirkung von 1·9 cm ($^3/_4$") Schlag im Vergleiche mit derjenigen ohne Schlag. Fig. 7 gilt für eine Geschwindigkeit von 200 und Fig. 8 für eine Geschwindigkeit von 300. Aus den Kurven ist ersichtlich, daß die Schlagwirkung, soweit sie innerhalb der Grenzen dieser Versuche angewendet wird, für alle praktischen Zwecke vernachlässigt werden kann.

Die Kurven beweisen nicht, daß die Schlagwirkung überhaupt ohne Einfluß ist, sondern daß die Schlagwirkung, wie sie durch eine Maschine dieser Art ausgeübt wird, ohne Einfluß ist. Wenn die Maschine leer läuft, werden etwa nicht ausgeglichene Kräfte infolge der Bewegung der Schwinge als Reaktionen an der Kurbel aufgenommen. Biegt die Maschine einen Probestab hin und her, so ist der Druck zwischen dem Stab und der Hammerbahn jederzeit gerade hinreichend zum Ausbiegen des Probestückes — das heißt Null, wenn dieses sich in der lotrechten Stellung befindet und ein Höchstwert, wenn die Ausbiegung den höchsten Wert erreicht hat. Mit anderen Worten, die Erscheinungen sind ganz dieselben wie bei der Durchbiegung eines Balkens während eines gewöhnlichen Biegeversuches. Die Prüfung in der Landgraf-Turner-Maschine ist durchaus nicht zu vergleichen mit der Anwendung eines Gewichtes, das durch seine Schwerkraft wirkt und plötzlich auf einen Balken drückt. In diesem Falle würde die Durchbiegung, wie sich zeigen läßt, zweimal so groß sein wie in dem Falle des gewöhnlichen Biegeversuches, bei dem die Kraft allmählich zur Wirkung kommt. Die Wirkung in der Landgraf-Turner-Maschine ist daher wahrscheinlich sehr wenig von der verschieden, die sich ergibt, wenn die Probe dieselbe Durchbiegung erleidet ohne die der Maschine eigene Schlagwirkung. Wenn die Schlagwirkung studiert werden soll, muß der Schlag in ganz anderer Weise als bei Maschinen dieser Art zur Wirkung gebracht werden.

Digitized by Google

Die Fig. 9, 10 und 11 stellen den Einfluß verschiedener Geschwindigkeiten auf die zur Herbeiführung des Bruches erforderliche Zahl der Schwingungen dar, und zwar Fig. 9, wenn keine Schlagwirkung vorhanden war, die Fig. 10 und 11 mit 1·9 cm (3/4") Schlag. Aus Fig. 9 ist ersichtlich, daß für Durchbiegungen zwischen 0·9 und 1·25 cm (0·35—0·50") bei höherer Geschwindigkeit anscheinend eine geringe Abnahme der für den Bruch erforderlichen Schwingungszahl eintritt. Aus Fig. 10 scheint der gleiche Einfluß in demselben Umfange hervorzugehen. Die Kurve in Fig. 11 für die Geschwindigkeit von 150 ist nicht beweiskräftig, aber die beiden anderen Kurven lassen wieder den gleichen Einfluß der höheren Geschwindigkeit erkennen. Alle Kurven zeigen indes, daß der Einfluß der zunehmenden Geschwindigkeit sehr gering ist, sogar bei sehr großen Geschwindigkeitsänderungen.

Zur weiteren Erforschung dieser Erscheinung wurden Stäbe mit einer gleichbleibenden Durchbiegung bei Geschwindigkeiten von ungefähr 150, 300, 500 und 700 geprüft. Überdies wurden diese Versuche mit verschiedenen Schlagkräften und auch ohne Schlagwirkung durchgeführt. Die obere Kurve in Fig. 12 ergibt die Resultate für eine Durchbiegung von ungefähr 0·75 cm. (0·30") Die gleichen Versuche wurden mit Durchbiegungen von ungefähr 0·91 (0·36) und 0·61 cm (0·24") wiederholt, um Ergebnisse zu gewinnen, die sich ziemlich weit über den Bereich der Durchbiegungen ausbreiten. Die Ergebnisse sind in der unteren Kurve der Fig. 12 und in Fig. 13 dargestellt. In beiden Kurven der Fig. 12 besteht die Tendenz, nach der Seite der größeren Geschwindigkeit leicht abzufallen, andererseits ist aber ersichtlich, daß der Einfluß von Geschwindigkeitsunterschieden innerhalb dieser Grenzen zu vernachlässigen ist.

Aus Fig. 13 gehen die Resultate für 0·61 cm Durchbiegung hervor, sie sind aber nicht so überzeugend, da die Kurven größere Abweichungen in den Ergebnissen zeigen. Zu Fig. 13 ist zu bemerken, daß der Maßstab für die Ordinaten halb so groß ist als der in Fig. 12 angewendete. Verfasser ist der Meinung, daß die Abweichungen darauf zurückzuführen sind, daß eine geringere Durchbiegung angewendet wurde und daß man im allgemeinen die Beobachtung machen wird, daß die Ergebnisse bei geringen Durchbiegungen für das gleiche Material nicht so übereinstimmend ausfallen als bei größeren Durchbiegungen. Daß diese Unterschiede

Digitized by Google

nicht auf Verschiedenheiten im Eisen selbst zurückzuführen sind, ist durch die untere Kurve in Fig. 13 nachgewiesen. Die Kurve wurde unter Benutzung des gleichen Materiales, das vorher verwendet war, aber mit einer Durchbiegung von 0·8 cm (0·313") und mit 1·9 cm ($^3/_4$") Schlag gewonnen. Die bei dieser größeren Durchbiegung erzielten Resultate sind wieder den Kurven der Fig. 12 gleich und zeigen den in Fig. 13 dargestellten Wechsel in der Richtung nicht.

Die Tabellen II, III, IV und V zeigen den Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit des Probestabes auf die zur Herbeiführung des Bruches nötige Anzahl der Schwingungen. Vier verschiedene Arten der Oberflächenbeschaffenheit wurden untersucht:

1. Auf der Drehbank abgedrehte Probestäbe, die somit eine feingefurchte Oberfläche hatten;

2. auf einer Drehbank abgedrehte und dann mit einer recht feinen 10" Feile geglättete Probestäbe;

3. auf einer Drehbank abgedrehte, abgefeilte und dann mit Schmirgelleinen von zunehmender Feinheit solange polierte Probestäbe, bis ein hoher Glanz erreicht war;

4. auf einer Drehbank abgedrehte und dann bis auf die richtige Stärke abgeschliffene Probestäbe.

Tabelle II.

Nur auf der Drehbank abgedrehte Probestäbe.

Nr.	Durchmesser in cm	Geschwindigkeit pro Minute	Zum Bruch erforderl. Schwingungen	Durchschnittliche Schwingungen	Mittlere Abweichung vom Durchschnitt %	Größte Abweichung vom Durchschnitt %	Zunahme der für den Bruch erforderlich. Schwingungen gegenüber den abgedrehten Proben %
# 1	0·96	284	375				
# 1	0·957	—	452				
# 2	0·957	284	412				
# 2	0·96	—	341				
# 3	0·966	283	467				
# 3	0·953	—	407	409	8·4	16·6	

Digitized by Google

Tabelle III.

Auf der Drehbank abgedrehte und abgefeilte Probestäbe.

Nr.	Durchmesser in cm	Geschwindigkeit pro Minute	Zum Bruch erforderl. Schwingungen	Durchschnittliche Schwingungen	Mittlere Abweichung vom Durchschnitt %	Größte Abweichung vom Durchschnitt %	Zunahme der für den Bruch erforderlich. Schwingungen gegenüber den abgedrehten Proben %
#	0·953	281	567				
#	0·953	—	572				
#	0·949	285	527				
#	0·953	—	508	544	4·77	6·62	33

Tabelle IV.

Auf der Drehbank abgedrehte, abgefeilte und mit Schmirgelleinen polierte Probestäbe.

Nr.	Durchmesser in cm	Geschwindigkeit pro Minute	Zum Bruch erforderl. Schwingungen	Durchschnittliche Schwingungen	Mittlere Abweichung vom Durchschnitt %	Größte Abweichung vom Durchschnitt %	Zunahme der für den Bruch erforderlich. Schwingungen gegenüber den abgedrehten Proben %
#	0·953	282	609				
#	0·953	—	592				
#	0·953	282	515				
#	0·953	—	662	595	6·88	13·5	45·3

Tabelle V.

Auf der Drehbank abgedrehte und bis zur richtigen Stärke abgeschliffene Probestäbe.

Nr.	Durchmesser in cm	Geschwindigkeit pro Minute	Zum Bruch erforderl. Schwingungen	Durchschnittliche Schwingungen	Mittlere Abweichung vom Durchschnitt %	Größte Abweichung vom Durchschnitt %	Zunahme der für den Bruch erforderlich. Schwingungen gegenüber den abgedrehten Proben %
#	0·953	—	590				
#	0·953	285	627				
#	0·953	282	565				
#	0·953	—	654	609	5·17	7·38	48 8

Digitized by Google

Bemerkung.

Das für obige Versuche benützte Flußeisen hatte folgende Zusammensetzung:

Kohlenstoff	0·10 %
Mangan	0·44 %
Phosphor	0·019 %
Schwefel	0·035 %

Aus den Tabellen geht hervor, daß die Oberflächenbeschaffenheit zweifellos einen hervorragenden Einfluß hat, da die polierten und auch die abgeschliffenen Proben eine Steigerung des Bruchwiderstandes um 45 bis 50% erkennen lassen. Den Resultaten ist auch zu entnehmen, daß abgeschliffene Probestäbe wahrscheinlich am zweckmäßigsten für praktische Versuche sein würden, da sie eine Festigkeit gleich derjenigen der polierten und eine ebenso geringe mittlere sowie größte Abweichung vom Durchschnitt wie die gefeilten Probestäbe zeigen. Außerdem würden die geringeren Kosten für die Herrichtung abgeschliffener Probestücke für praktische Versuchsarbeiten einen entschiedenen Vorteil gegenüber den polierten Stäben bedeuten.

Zusammenfassung.

Über die in dem beschriebenen Umfange erörterten Versuche läßt sich folgendes Gesamturteil abgeben:

1. Ein sehr wichtiger Umstand bei einem Versuche mit Spannungswiederholung, ähnlich dem mit der Landgraf-Turner-Maschine auszuführenden, ist der Betrag der Durchbiegung, die das Probestück erfährt. Wenn die Durchbiegungen geringer sind als 0·76 cm (0·30"), ist der Unterschied in der Zahl der zum Bruch erforderlichen Schwingungen sehr groß, sogar bei geringen Abweichungen im Betrage der Durchbiegung.

2. Die auf die Probe ausgeübte Schlagwirkung hat, was die Landgraf-Turner-Maschine betrifft, keinen praktischen Einfluß auf die Zahl der zur Herbeiführung des Bruches nötigen Schwingungen.

3. Bei Geschwindigkeiten von ungefähr 700 Schwingungen auf die Minute ist ihre für den Bruch erforderliche Anzahl ein wenig geringer als bei Geschwindigkeiten von ungefähr 150; bei geringen Unterschieden in der Geschwindigkeit ist dieser Einfluß

Digitized by Google

tatsächlich zu vernachlässigen. Wenn die Durchbiegung gering ist, sind die Ergebnisse bei dem gleichen Material anscheinend nicht so gleichförmig, als wenn die Durchbiegung ungefähr 0·76 cm oder etwas mehr beträgt.

4. Die Oberflächenbeschaffenheit der Probe hat einen bedeutenden Einfluß auf die Zahl der für den Bruch erforderlichen Schwingungen.

Ein für die Prüfung in Betracht kommender Umstand war nicht untersucht worden, weil die Maschine sich für eine solche Untersuchung nicht eignete. Dieser Umstand ist die Art und Weise des Festhaltens der Stäbe. Voraussichtlich werden in nächster Zukunft Versuche angestellt werden, die feststellen sollen, ob dieser Faktor die Ergebnisse merklich beeinflußt.

Digitized by Google

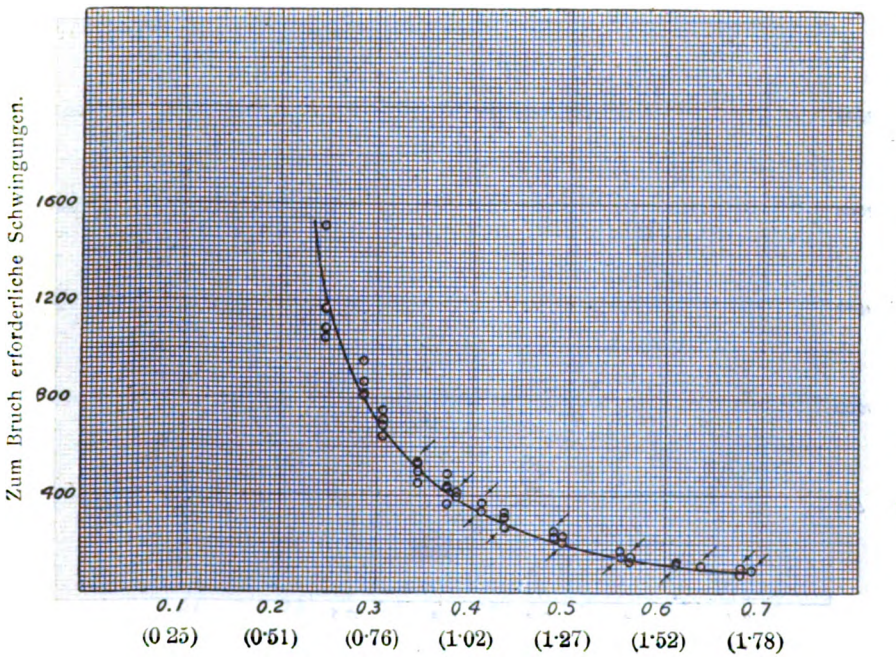


Fig. 5.

Verhältnis der Durchbiegung zur Bruch-Schwingungszahl. Geschwindigkeiten, wechselnd zwischen 150 und 500. Keine Schlagwirkung.

Digitized by Google

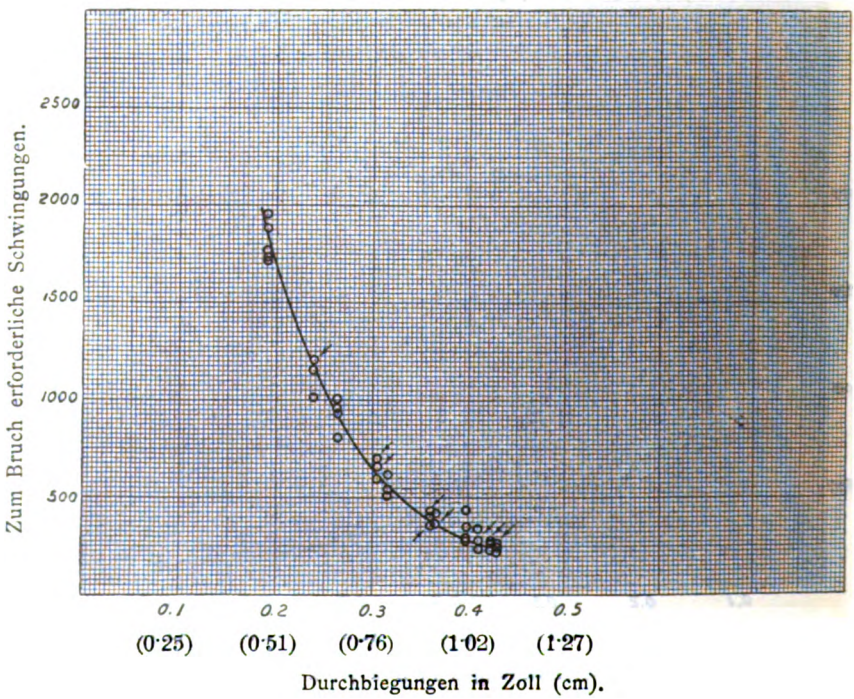


Fig. 6.

Verhältnis der Durchbiegung zur Bruch-Schwingungszahl. Geschwindigkeiten, wechselnd zwischen 150 und 700. Schlag 1·9 cm.

Digitized by Google

Legende:
o Keine Schlagwirkung
• Schlag 1·9 cm.

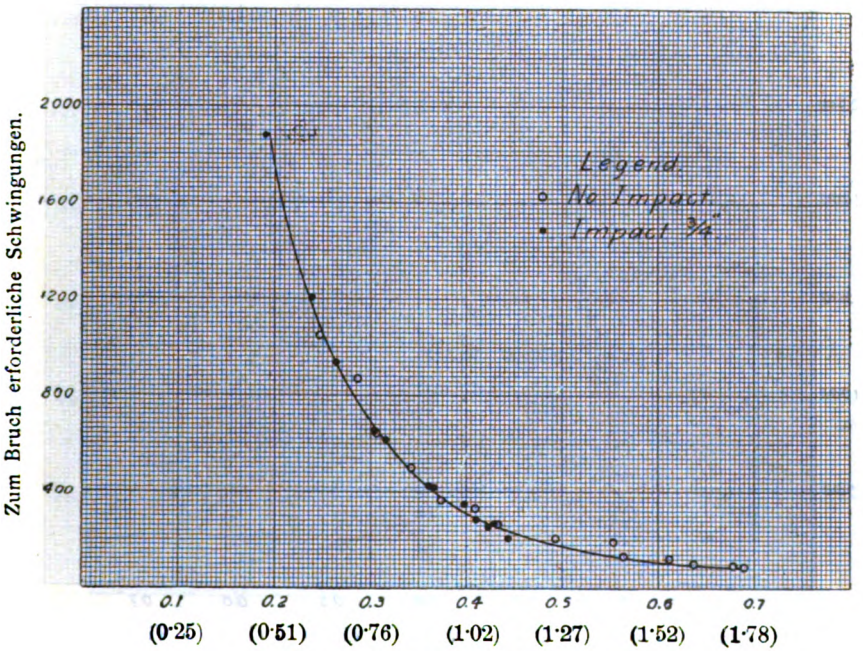


Fig. 7.

Einfluß der dynamischen im Vergleich zur statischen Wirkung.
Geschwindigkeit 200.

Digitized by Google

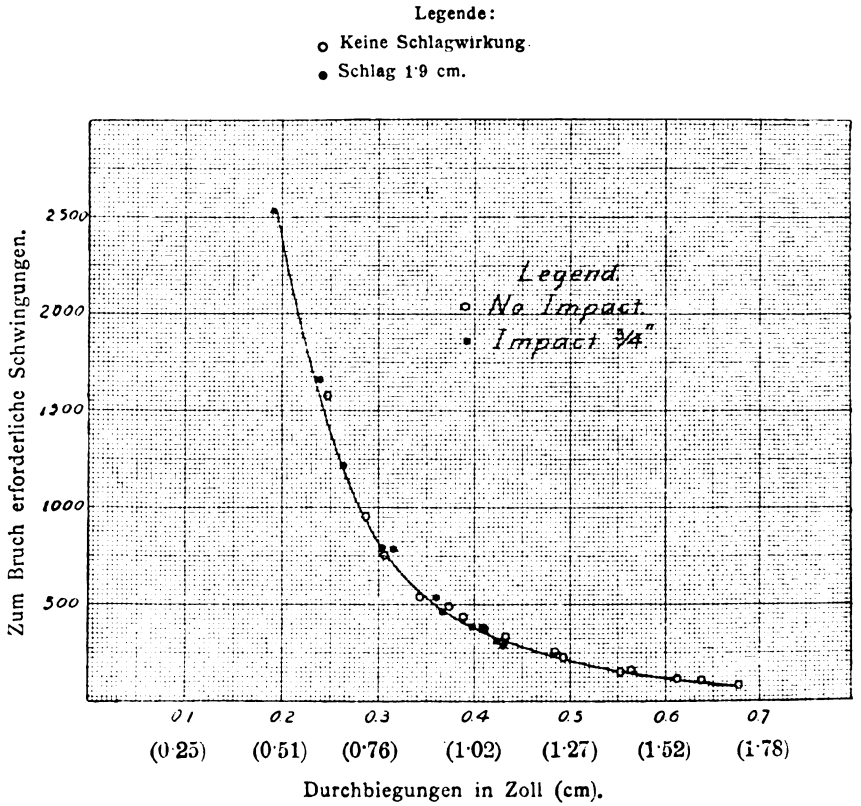


Fig. 8.

Einfluß der dynamischen im Vergleich zur statischen Wirkung.
Geschwindigkeit 300.

Digitized by Google

Legende:
o Geschw. 150 Schwing. pro Min.
• Geschw. 500 Schwing. pro Min.

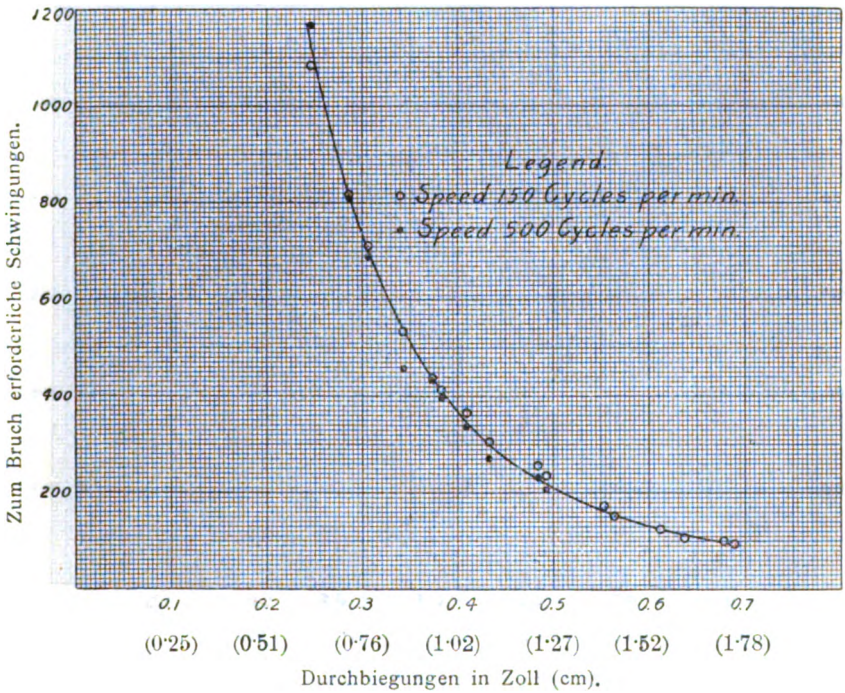


Fig. 9.

Einfluß der Geschwindigkeit auf die Bruch-Schwingungszahl.
Keine Schlagwirkung.

Digitized by Google

Legende:
o Geschw. 200 Schwing. pro Min.
• Geschw. 500 Schwing. pro Min.

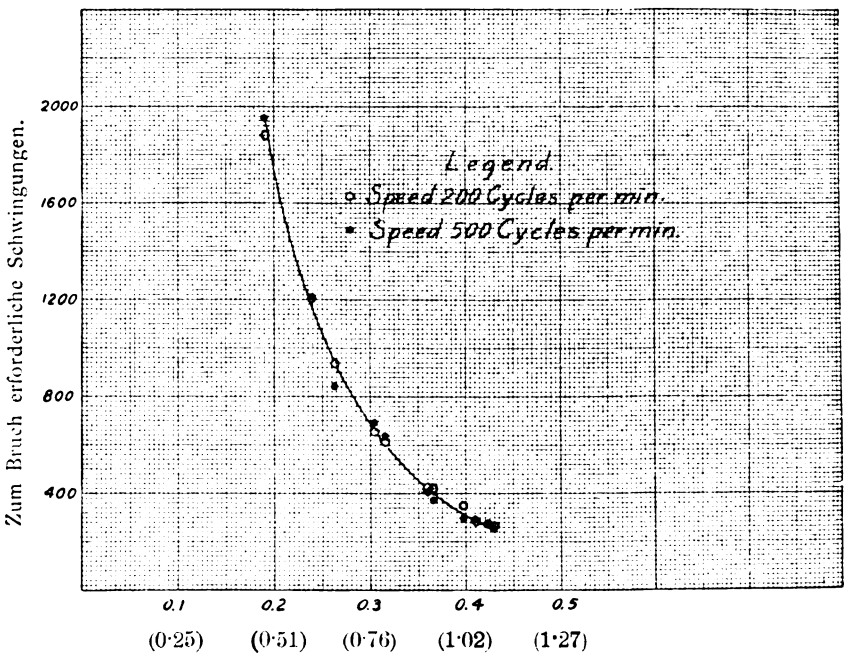


Fig. 10.

Einfluß der Geschwindigkeit auf die Bruch-Schwingungszahl.
Schlag 1·9 cm.

Digitized by Google

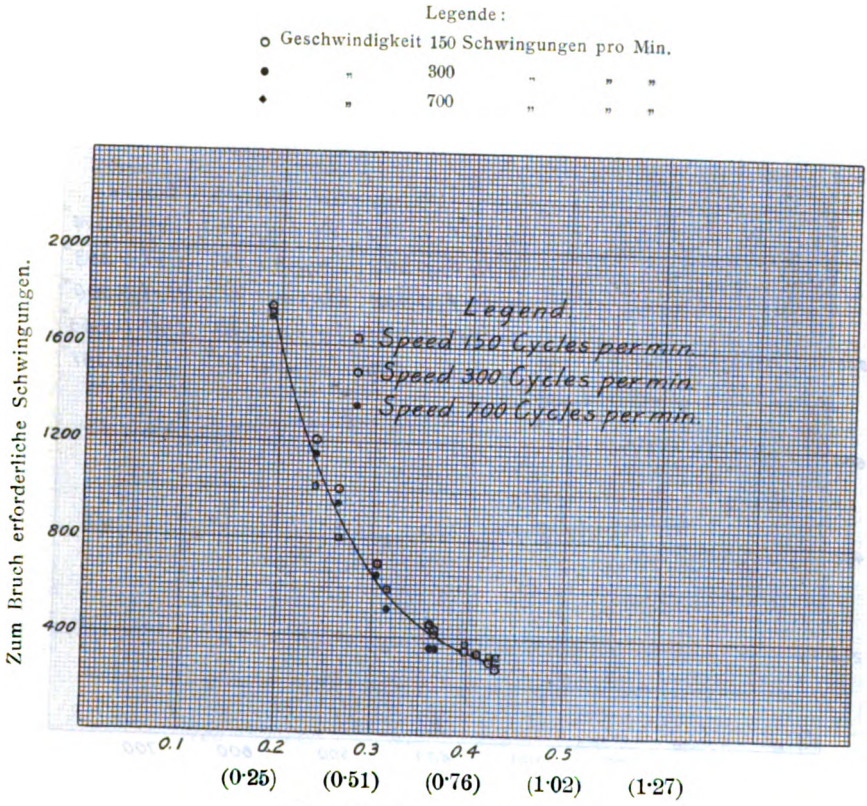


Fig. 11.

Einfluß der Geschwindigkeit auf die Bruch-Schwingungszahl.
Schlag 1·9 cm.

Digitized by Google

Legende:

o	Durchbiegung	0·762	cm.	Keine Schlagw.	Untere Kurve,	Durchbiegung	0·797 ~~0·866~~	cm.
•	„	0·768	„	Schlag 0·95	cm.	„ „	„	0·922	„
•	„	0·768	„	„ 1·27	„	„ „	„	0·915	„
o	„	0·760	„	„ 1·59	„	„ „	„	0·922	„
•	„	0·775	„	„ 1·90	„	„ „	„	0·920	„

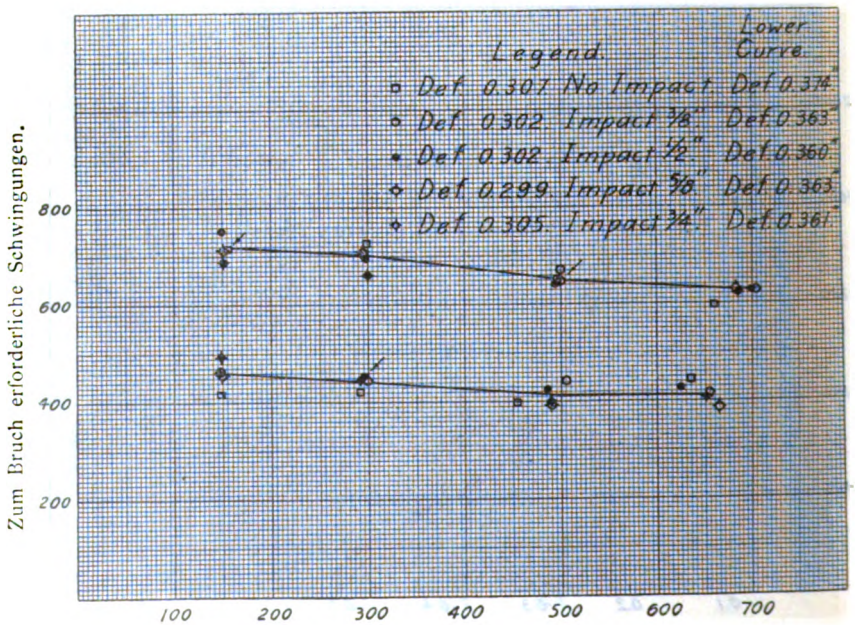


Fig. 12.

Einfluß der Geschwindigkeit auf die Bruch-Schwingungszahl.

Digitized by Google

Legende:

o Durchbiegung 0·627 cm. Keine Schlagwirkung Untere Kurve Durchbiegung 0·87 mm.

● „ 0·615 „ Schlag 0·95 cm

◆ „ 0·613 „ „ 1·27 „

o „ 0·609 „ „ 1·59 „

● „ 0·609 „ „ 1·90 „

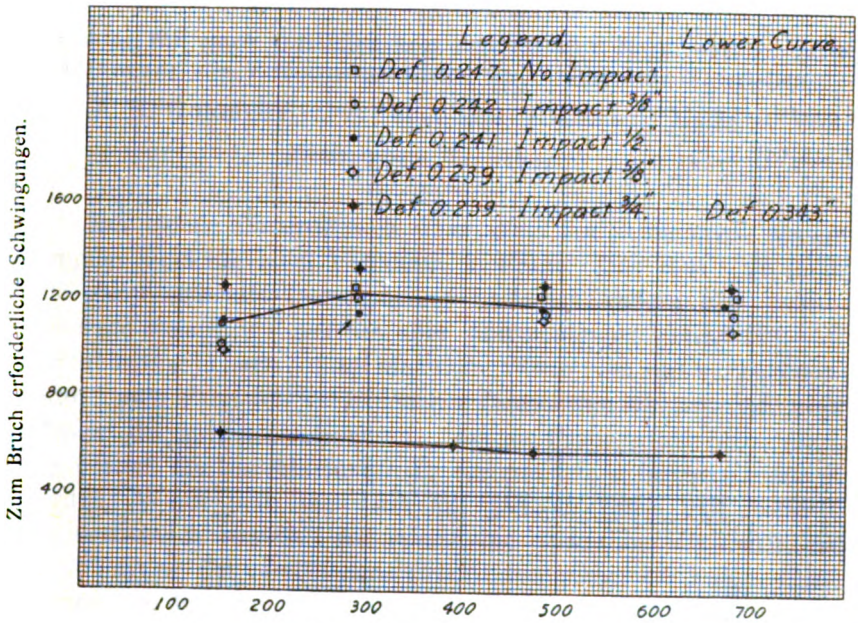


Fig. 13.

Einfluß der Geschwindigkeit auf die Bruch-Schwingungszahl.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

V4b

DAUERVERSUCHE II.

Vorschlag für einen Qualitätsfaktor und für eine Normenprobe, unter Anführung von Versuchsergebnissen für verschiedene Materialien.

Von **J. B. Kommers,** Universität von Wisconsin, Madison, Wis.

(Übersetzt von Th. Scharff.)

Bei einem Dauerversuch über die Elastizitätsgrenze hinaus kommen zunächst zwei Verfahren in Frage. Das eine verwendet eine gleichbleibende Durchbiegung und das andere eine gleichbleibende Belastung, gestattet aber Abweichungen hinsichtlich der Durchbiegung je nach Art des Materials. Wenn man einen „Qualitätsfaktor" zum Vergleich verschiedener Eisensorten erhalten will, muß offenbar die spezifische Spannung, der die Probe unterworfen wird, sowie auch die Durchbiegung, die sie erleidet, in Betracht gezogen werden. Wenn man die Last auf gleicher Höhe hält, werden augenscheinlich sowohl die spezifische Spannung als auch die Durchbiegung für verschiedene Eisensorten verschieden sein. Auch könnte eine Belastung, die für eine besondere Stahllegierung angewendet werden dürfte, viel zu groß sein für ein Flußeisen mit niedriger Streckgrenze.

Bei gleichbleibender Durchbiegung wird es möglich sein, verschiedene Eisensorten ungeachtet der Unterschiede in der Lage der Streckgrenzen zu vergleichen, wenn die spezifische Spannung, der die Probe ausgesetzt ist, festgestellt werden kann. Es soll jetzt gezeigt werden, daß sich diese spezifische Spannung näherungsweise ermitteln läßt.

Die Versuche wurden mit Eisenstäben von 2·54 cm × 5·08 cm (1"×2") Querschnitt durchgeführt, die bei einer Spannweite von 106 cm (42") an den Enden unterstützt und in den Drittelpunkten

Digitized by Google

belastet waren, um ein gleichbleibendes Biegungsmoment zwischen den Laststellen hervorzubringen. Formänderungsmessungen wurden an den vier Ecken auf einer Meßlänge von ungefähr 23 cm (9") vorgenommen; die Durchbiegungen wurden in der Mitte des Stabes gemessen. Die hierzu benutzten Meßinstrumente gestatteten die Ablesung von 0·0025 mm (0·0001"). Die Resultate zeigten, daß, wenn zwei Eisenstäbe von gleichen Abmessungen aber mit gänzlich verschiedenen Streckgrenzen über die Elastizitätsgrenze hinaus beansprucht wurden und sich um den gleichen Betrag durchbogen, die Formänderungen für die Längeneinheit an ähnlich liegenden Punkten in der Nähe der äußersten Fasern die gleichen waren. Die Versuche bewiesen auch, daß das Verhältnis zwischen der spezifischen Formänderung und der Durchbiegung eine gerade Linie darstellte, die die gleiche Neigung unterhalb und oberhalb der Elastizitätsgrenze besaß.

In der Landgraf-Turner-Maschine wäre eine Durchbiegung von 0·75 cm (0·237") erforderlich, um ein Material bis auf 17.500 kg/cm² (250.000 lbs./sq. in.) zu beanspruchen unter der Annahme eines geradlinigen Verlaufes der Spannungs-Formänderungskurve. Bei einer Durchbiegung von 0·95 cm (0·375") würden also offenbar alle gewöhnlichen Eisensorten über ihre Elastizitätsgrenze hinaus beansprucht werden. Aus der vorerwähnten Tatsache, daß eine geradlinige Beziehung zwischen der Durchbiegung und der Formänderung für die Längeneinheit sogar über die Elastizitätsgrenze hinaus besteht, folgt, daß ein Probestück von 0·95 cm Durchmesser bei einer Durchbiegung von 0·95 cm eine Formänderung von 0·0132 cm auf 1 cm Länge an der Einspannstelle erleiden würde. Und dies würde für alle Eisensorten zutreffen, wenn ihre Elastizitätsgrenzen auch wesentlich voneinander abwichen. Die spezifische Spannung, die eine Probe erleidet, könnte daher, wenn eine Spannungs-Formänderungskurve für Zug oder Druck für jedes Material zur Verfügung stände, durch einfaches Ablesen der Spannung, die der Formänderung von 0·0132 cm auf 1 cm Länge auf dieser Kurve entspricht, genau ermittelt werden.

Fehlt eine Spannungs-Formänderungskurve, so kann die spezifische Beanspruchung näherungsweise auf folgende Weise ermittelt werden. Es ist einleuchtend, daß die einem beliebigen Flußeisen zugehörige spezifische Spannung bei gleichbleibender spezifischer Formänderung von 0·0132 cm auf 1 cm zunächst von

Digitized by Google

Fig. 1.

Beziehung zwischen perzentuellem Kohlenstoffgehalt und Zahl der Beanspruchungszyklen (-Wechsel) bis zum Bruch.

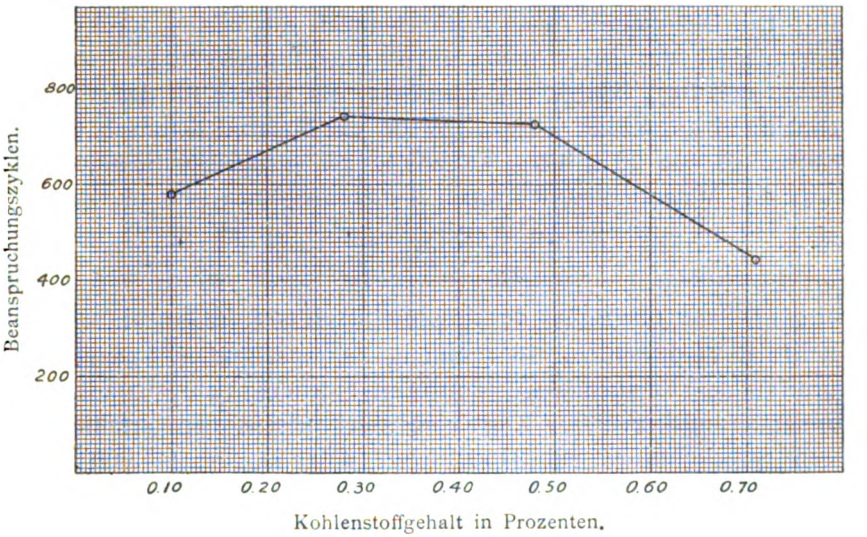
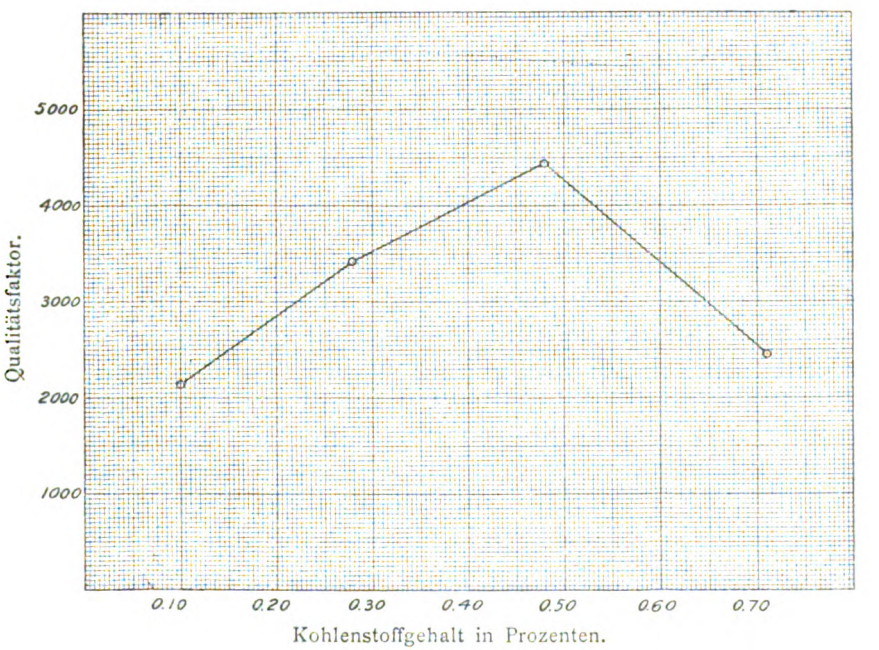


Fig. 2.

Beziehung zwischen perzentuellem Kohlenstoffgehalt und Qualitätsfaktor.



Digitized by Google

der Streckgrenze des Materials abhängt. Es ist ebenfalls klar, daß der Betrag, um welchen die Spannung die Streckgrenze überschreitet, der Dehnbarkeit annähernd umgekehrt proportional sein wird. Die Dehnbarkeit wird wahrscheinlich am besten durch die Verminderung des Querschnittes in Prozenten festgestellt. Bei einem Betrage von 70% könnte eine Eisensorte als Muster für die größte Dehnbarkeit angesehen werden. Wenn ein Material demnach eine Dehnbarkeit von 20% hätte, so würde die spezifische Spannung, in die das Material versetzt wäre, die Streckgrenze sein plus

$$\frac{70 - 20}{70} \text{ oder } \frac{50}{70}$$

mal der Differenz zwischen der Bruchfestigkeit und der Streckgrenze.

Dies Verfahren zur Bestimmung der spezifischen Spannung wurde auf dem Versuchswege kontrolliert, indem man die Spannungs-Formänderungskurve für Zug von zwei Eisensorten ermittelte, deren Streckgrenzen bei 3150, bzw. 6300 kg/cm² (45.000 aus 90.000 lbs./sq in.) lagen. Das erste oder dehnbare Material stimmte innerhalb 5% überein und das andere stimmte fast genau überein. Da die Genauigkeit dieses Näherungsverfahrens zur Berechnung der spezifischen Spannung von der im Einzelfalle angewendeten Durchbiegung abhängt, ist es klar, daß das Verfahren für eine Durchbiegung von 0·95 cm (0·375") gute Resultate gibt.

Der bei den folgenden Versuchen benutzte „Qualitätsfaktor" war das Produkt der spezifischen Spannung, in die das Probestück versetzt worden war (berechnet wie oben erläutert) multipliziert mit der Zahl von Beanspruchungszyklen, die für den Bruch erforderlich waren, dividiert durch 10.000. Die Teilung des Produktes durch 10.000 schaffte alle Stellen fort bis auf die drei ersten und wichtigsten (beim metrischen).

Bei Festsetzung der Forderungen für eine Normenprobe müßte offenbar eine Durchbiegung gewählt werden, die eher größer als kleiner als 0·76 cm (0·30") ist. Eine Durchbiegung von 0·95 cm wurde gewählt, weil diese anscheinend gleichmäßige Resultate ergibt und für den einzelnen Versuch nur kurze Zeit erfordert. Zur leichteren Beobachtung und Handhabung schien eine mittlere Geschwindigkeit am zweckmäßigsten, daher wurde eine Prüfgeschwindigkeit von ungefähr 300 Beanspruchungszyklen pro Minute festgesetzt. Eine gewisse Stoßwirkung erschien wünschenswert, um die Probe bald nach dem

Digitized by Google

Fig. 3.

Beziehung zwischen perzentuellem Phosphorgehalt und Zahl der Beanspruchungszyklen bis zum Bruch.

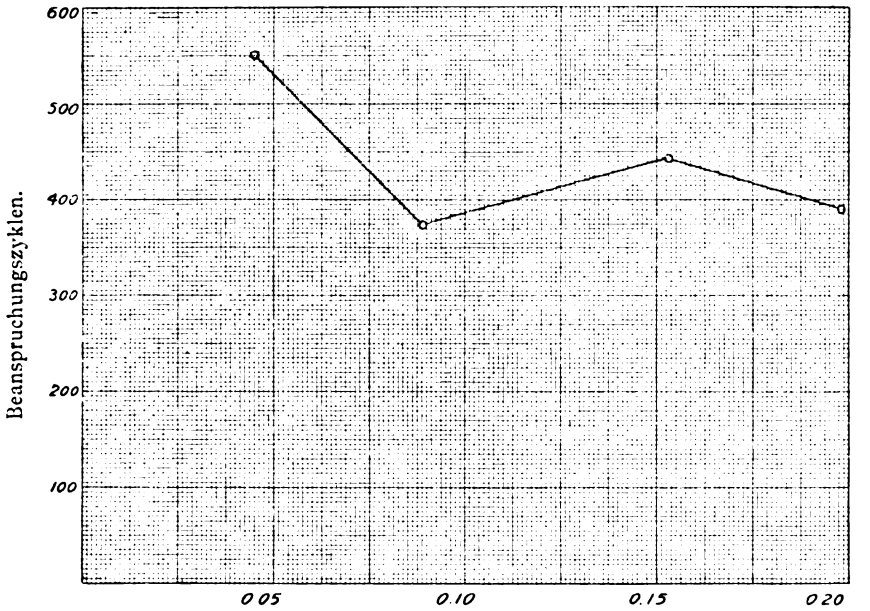
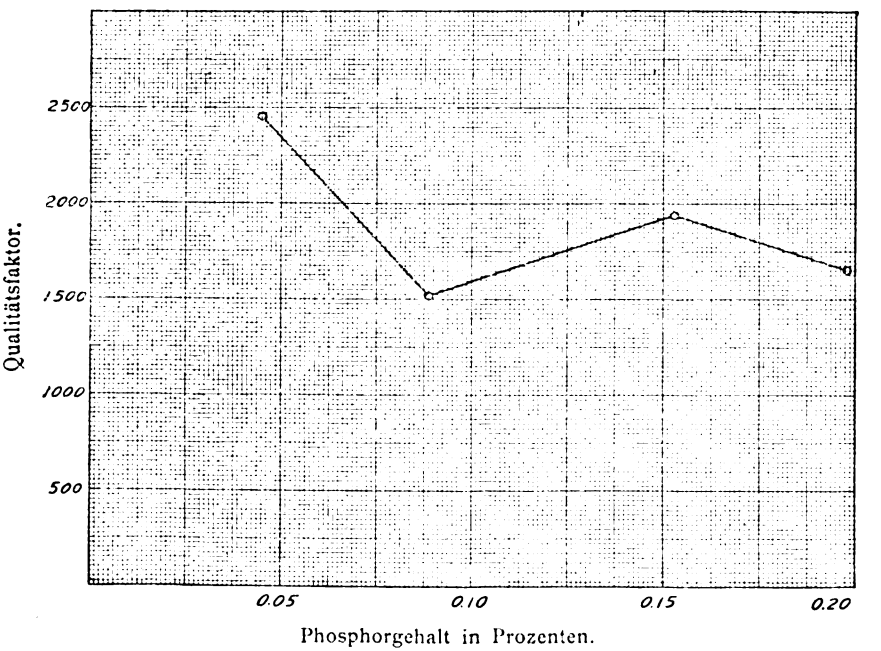


Fig. 4.

Beziehung zwischen perzentuellem Phosphorgehalt und Qualitätsfaktor.



Digitized by Google

„Weichwerden" zum Bruch zu bringen, um so mehr als dies der kennzeichnende Punkt ist, soweit der Bruchvorgang in Frage kommt.

Aus diesem Grunde wurde eine Schlagwirkung von 1·9 cm (3/4") gewählt. Die Probestücke, die auf einer Drehbank abgedreht und gefeilt werden konnten, wurden auf solche Weise hergerichtet, während die, die sehr hart waren, auf die richtige Größe abgeschliffen wurden.

Versuchsresultate bei Verwendung verschiedener Materialien.

Nach Durchführung der im ersten Teil behandelten Vorproben und versuchsweiser Aufstellung von Normen für die Proben wurde die in Rede stehende Prüfungsart auf verschiedene Spezialstähle und andere Materialien angewendet. Tabelle I gibt die Resultate dieser Versuche wieder.

Zu den ersten Proben diente eine Reihe von Stahllegierungen, von denen die meisten in der Automobil-Industrie gebraucht werden. Sie wurden von verschiedenen Automobil-Fabriken und Stahlwerken beschafft, wie aus der Tabelle zu ersehen ist. Nach den Erfahrungen der Fabrikanten sind diese Stähle für schweren Betrieb besonders geeignet und wenn der Qualitätsfaktor, wie er durch die vorgeschlagene Normenprobe festgesetzt ist, von irgendwelchem Wert ist, müßte er für diese Stähle verhältnismäßig hohe Werte ergeben, verglichen mit dem gewöhnlichen Kohlenstoffstahl. Die Proben 11 und 12 sind gewöhnlicher kaltgewalzter Stahl und als Beispiel für diese Stahlsorte gewählt. Probe 11 war bei Rothitze angelassen worden, während Probe 12 in dem Zustande geprüft wurde, in dem sie geliefert wurde. Die hohen Qualitätsfaktoren für die Stahllegierungen sind zu erkennen.

Die Proben 13 bis 17 zeigen Resultate von Stahlwellen, die von der Mitchell-Lewis Motor Co. eingingen. Probe 13 war aus einer Welle herausgesägt, die im Betrieb gebrochen waren. Die Proben 14 bis 17 stammten aus einer ähnlichen Welle, waren aber verschiedenartigen Wärmebehandlungen unterworfen worden. Auch diese Stähle zeigen gleichmäßig hohe Resultate für den Qualitätsfaktor.

Die Proben 18 bis 21 beanspruchen insofern Interesse, als sie den Einfluß der Unterschiede im Kohlenstoffgehalt erkennen lassen, in dem Falle, als gleichzeitig die anderen Bestandteile ziemlich ungeändert bleiben. Die Fig. 1 und 2 zeigen diese Unterschiede

Digitized by Google

beim Dauerversuch, beziehungsweise im Qualitätsfaktor je nach dem Wechsel des Kohlenstoffgehaltes. Wie ersichtlich, sind die Resultate bei der Probe ungefähr ebenso hoch für den 0·48% Kohlenstoffstahl wie für den 0·28% Kohlenstoffstahl. Dies Resultat ist interessant, denn es zeigt anscheinend an, daß (wenigstens für Stähle ohne Wärmebehandlung) der Kohlenstoffgehalt auf 0·45% und 0·50% erhöht werden kann, ohne einen Einfluß auf die Festigkeit beim Dauerversuch auszuüben. Es wäre von Interesse, zu wissen, ob dies auch dann zutrifft, wenn die Stähle einer Wärmebehandlung ausgesetzt worden sind. Die Proben 7, 8 und 9 enthalten zufällig ungefähr 0·50% Kohlenstoff und man kann wahrnehmen, daß die Qualitätsfaktoren für diese Stahlsorten besonders hoch sind. Ob diese günstigen Ergebnisse zum Teil auf den hohen Prozentgehalt an Kohlenstoff oder ganz auf die Anwesenheit von Nickel und Chrom zurückzuführen sind, ist nicht bekannt; zur Klärung dieser Frage könnten aber leicht Versuche gemacht werden.

Die Probestäbe 22 bis 25 geben die Resultate für eine Reihe phosphorhaltiger Stähle an, die mit Hilfe des Chemical Engineering Department der Universität von Wisconsin hergestellt waren. Diese Versuche waren in der Absicht angestellt, zu ermitteln, ob die Dauerprobe, wie sie bei diesen Versuchen zur Durchführung kam, die Sprödigkeit nachweisen würde, die Phosphor bekanntlich im Stahl hervorruft. Ein Stück „Amerikanischen Ingoteisens" wurde in einem Magnesittiegel im elektrischen Ofen geschmolzen und mit Phosphor gesättigt. Das Erzeugnis wurde dann analysiert und enthielt nach dem Befund 5·14% Phosphor. Mit dem „Amerikanischen Ingoteisen" wurden dann Legierungen erzeugt, so daß der Phosphorgehalt von 0·05% bis 0·20% schwankte in Abstufungen von ungefähr 0·05%. Diese Legierungen wurden dann zur Feststellung des Prozentgehaltes an Phosphor analysiert. Die Resultate gehen aus Tabelle I hervor. Figur 3 zeigt, wie sich die Ergebnisse bei der Dauerprobe mit der Zunahme des Phosphorgehaltes änderten, und Figur 4 läßt erkennen, wie der Qualitätsfaktor sich mit der Zunahme des Phosphorgehaltes änderte. Nach Meinung des Verfassers würde die Änderung beim gewöhnlichen Stahl, der größeren Kohlenstoffgehalt aufweist, viel größer sein.

Die Proben 26 bis 31 stellen die Ergebnisse bei einer Reihe von Chrom-Nickel-Stählen dar, die aus elektrolytischem Eisen, Schwedischem Eisen und „Amerikanischem Ingoteisen" hergestellt

Digitized by Google

waren. Diese Stähle wurden vom Chemical Engineering Department der Universität von Wisconsin geliefert.

Die Proben 34 und 35 zeigen wieder, daß der Dauerversuch Sprödigkeit nachweist. Der spröde Messingguß gibt ein Resultat, das um 16% geringer ist als das, was beim zäheren gewalzten Messing erzielt wird.

Einige Ingenieure scheinen der Meinung zu sein, daß eine Dauerprobe, wie sie in diesen Versuchen durchgeführt ist, in hohem Maße von der Dehnbarkeit abhängt und daß daher andere Eigenschaften des Probestückes in der Probe nicht klar zum Ausdruck kommen. Daß diese Beurteilung nicht ganz richtig ist, geht deutlich aus den Versuchsreihen hervor, für welche die Proben 18 bis 21 als Beispiel dienen mögen. Läßt man die Querschnittsverminderung in Prozenten als Maßstab für die Dehnbarkeit gelten, so sieht man, daß Probe 19 etwas weniger Dehnbarkeit besitzt als Probe 18 und daß erstere doch eine viel größere Festigkeit beim Dauerversuch aufweist. Auch Probe 20 hat eine beträchtlich geringere Dehnbarkeit als Probe 19 und doch besteht nur ein ganz kleiner Unterschied bei der Dauerprobe. Die Tatsache, daß es nicht die Dehnbarkeit ist, die auf die Ergebnisse der Dauerprobe bestimmenden Einfluß ausübt, wird auch durch die Proben 14, 15 und 17 dargetan und geht zugleich aus den Proben 5 und 6 hervor.

Verfasser glaubt, daß zu den Umständen, die bei einem Dauerversuch beachtet und vermerkt werden müssen, der Charakteristik der Bruchfläche gehört. Überblickt man die Ergebnisse auf der Tafel, so fällt in die Augen, daß tatsächlich alle die Probestücke, die hohe Werte bei der Dauerprobe ergaben, „feine“ oder „sehr feine“ Struktur an der Bruchstelle aufwiesen. Man wird auch erkennen, daß Probestücke, wie Schweißeisen und gegossener Messing, die sehr dürftige Resultate ergaben, rauhe Bruchflächen zeigten.

Nach Ansicht des Verfassers ist auch die Gleichförmigkeit des Erzeugnisses bei irgendeiner besonderen Stahlsorte durch die Dauerprobe sehr wohl nachzuweisen. Ein homogener Stoff müßte z. B. bei dieser Probe Resultate ergeben, die nur wenig voneinander abweichen. Andererseits kann man stark unterschiedliche Ergebnisse bei demselben Stahl (oder an entgegengesetzten Enden desselben Probestückes) mit Recht als ein Zeichen dafür ansehen, daß der Stahl nicht so gleichförmig ist, als er sein sollte.

Digitized by Google

Bei Auswahl der Maschine, die für einen normengemäßen Dauerversuch zu benutzen ist, ist es zweifellos von großer Bedeutung, das sie sich genau justieren läßt, so daß der Betrag der Durchbiegung innerhalb ganz kleiner Grenzen auf gleicher Höhe gehalten werden kann. Selbst kleine Unterschiede in der Durchbiegung der Probe verursachen große Abweichungen in den für den Bruch erforderlichen Zahl der Beanspruchungswechsel; tatsächlich scheint dieser Umstand wichtiger zu sein als irgendein anderer. Die Landgraf-Turner-Maschine ist in dieser Beziehung aus dem Grunde nicht fehlerfrei, weil die Hammerbahnen nicht in einfacher Weise genau justiert werden können. Es ist daher fast unmöglich, die Maschine in der früheren Weise einzustellen, sobald neue Hammerbahnen eingesetzt worden sind oder irgendeine gleichbedeutende Änderung gemacht worden ist.

Bei einer Normenprobe sollten auch alle Probestücke von der gleichen Größe sein und vorteilhafter Weise erst auf einer Drehbank abgedreht werden, um sicher zu sein, daß sie gerade sind. Das Stück kann dann auf die richtige Größe abgeschliffen werden, wie vorhin schon angedeutet wurde. Die Einspannvorrichtungen sollten so beschaffen sein, daß die Möglichkeit des Gleitens der Probe ausgeschlossen ist.

Verfasser ist zur Zeit damit beschäftigt, eine Maschine zu konstruieren, die, wie er glaubt, die Bedingungen erfüllen wird, welche in einer Prüfmaschine für Dauerversuche nach den bei den Versuchen gesammelten Erfahrungen verkörpert sein sollten. Mit dieser Maschine hofft er auch Versuche darüber machen zu können, ob die Art und Weise der Einspannung des Probestückes die Ergebnisse merklich beeinflußt.

Hoffentlich wird diese Untersuchung dazu beitragen, daß man zu irgendeinem maßgebenden und praktischen Verfahren gelangt, um den „Gebrauchswert" von Materialien festzustellen, die wiederholten Beanspruchungen ausgesetzt werden sollen. Die meisten Ingenieure würden wahrscheinlich anerkennen, daß die „Dauerbeanspruchung", wie sie von Wöhler und anderen Forschern normiert worden ist, von großem Interesse und von großer Bedeutung ist; und doch ist nicht feststehend, daß selbst diese kostspielige und lange Zeit erfordernde Probe Resultate ergibt, auf die man sich beim Vergleich verschiedener Materialien verlassen kann.

Digitized by Google

Professor Arnold von der Universität Sheffield, England, hat z. B. gezeigt, daß die Wöhler-Probe die Sprödigkeit nicht nachweist, die bekanntlich Phosphor im Eisen hervorruft. Für die Zwecke der Praxis ist sicherlich eine wenig Zeit erfordernde Probe erwünscht, sofern bewiesen ist, daß eine solche Probe zuverlässige Ergebnisse liefern wird.

Digitized by Google

V4b

Dauerversuchen

s-	Bruchausse... beim Dauerv...	merkungen
	Ganz feines	Arrow Motor Co.
	Körnig	on Motor Car Co.
	Leicht kö	„ „ „
	Sehr feines	„ „ „
	Sehnig, kö	Sales Co. of America
	Sehr feines	„ „ „ „
	„ „	ldcomb Steel Co.
	„ „	„ „ „
	Stark kör	„ „ „
	Feines Korn;	nited Steel Co.
	Ziemlich kö	—
	Fein gekö	—
	Grob gekö	ll Lewis Motor Co.
	Leicht gek	„ „ „
	Feines K	- - -
	Sehr feines	„ - -
?)	„ „	„ „ „
	Leicht kö	rnegie Steel Co.
	Fein; leicht	„ - -
	„ „	„ „ -
	Körnig	„ „ -
	Feines K	obe nicht analysiert
	Sehnig, kö	„ „
	Feines K	—
	Grobes K	—
	Recht fein; leic	—
	„ „	—
	Recht sehnig;	—
	Sehr feines	—
?)	Recht fe	—
	Sehr feines	—
	Feinkörn	ds Motor Works
	Sehnig; grob;	—
	Feinkörn	—
	Grob; sehnig	—

Digitized by Google

THE
JOHN CRERAR
LIBRARY

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VI1

DIE MECHANISCHE PRÜFUNG DES GUSSEISENS NACH DEN BEI ANDEREN METALLEN ÜBLICHEN VERFAHREN.

Von **A. Damour**, Leiter des Hüttenwerkes Bayrad.

(Übersetzt von Dr. Ing. H. Marcus, Berlin.)

Bevor wir die verschiedenen Verfahren, nach welchen das Gußeisen gewöhnlich untersucht wird, prüfen und die Frage erörtern, ob es zweckmäßig ist, eine Vereinheitlichung der Prüfungsverfahren herbeizuführen, erscheint es uns zunächst unentbehrlich, zwei wesentliche Grundsätze zu beleuchten, die beim letzten Kongreß in Kopenhagen von den Herren Greiner und Moldenke sehr richtig ausgesprochen worden sind.

1. Weder die chemische Analyse, noch die mechanischen Prüfungen vermögen über die wirklichen inneren Eigenschaften der Gußstücke Aufklärung zu geben. Von solchen Untersuchungen darf man nur über die Natur des bei der Herstellung der fraglichen Stücke verwandten Metalls Auskunft erwarten.

2. Es gibt kein Gußeisen, das man kurzhin „gut oder schlecht" nennen dürfte. Ebensowenig gibt es ein „reines oder unreines" Gußeisen. Die Bezeichnungen „gut" oder „schlecht", auf das Gußeisen angewandt, entsprechen keiner in der Wirklichkeit vorhandenen Eigenschaft, weil jede Gußeisenqualität für den einen Zweck gut und für den anderen schlecht sein kann. Desgleichen wird durch den Ausdruck „Unreinheiten", der bestimmten Bestandteilen des Gußeisens beigelegt wird, bei den meisten Abnehmern eine falsche Vorstellung erweckt. Gußeisen ist nichts anderes, als das im Hochofen durch die Behandlung verschiedener Eisenerze mit einem Brennstoff und einem Flußmittel erzeugtes Metall, und die verschiedenen chemischen

Digitized by Google

Elemente, die sich im Endprodukt wiederfinden, bilden die Gesamtheit der Bestandteile und keine „Unreinheiten".

Dies vorausgeschickt, muß man sich fragen: Worin besteht für den Abnehmer von Gußeisen der Nutzen der Prüfungen mit Versuchsstäben, die er von seinen Lieferanten fordert? Unseres Erachtens kann der fast einzige Nutzen nur der sein, daß der Abnehmer die Möglichkeit erhält, sich zu vergewissern, daß das gelieferte Metall wirklich zu derjenigen Klasse von Rohstoffen gehört, deren Zweckmäßigkeit für das betreffende Verwendungsgebiet durch die Erfahrung erwiesen ist. Aus dem Gelingen der vorgeschriebenen Versuche wäre es unvorsichtig, den Schluß ziehen zu wollen, daß auch im Betrieb die fraglichen Gußstücke allen Anforderungen genügen werden.

In der Tat zeigt die Praxis, daß ein Gußstück befriedigende Ergebnisse liefert, wenn es aus einem bestimmten Roheisen hergestellt wird. Hat man sich überzeugt, daß die Herstellung dieses Stückes aus dem verlangten Roheisen eine gute ist, so ist es noch unbedingt erforderlich, mit dem fertigen Gußstücke selbst unmittelbare Versuche unter ähnlichen Beanspruchungen, wie im Betriebe durchzuführen, um die volle Sicherheit zu erlangen, daß man in jeder Hinsicht mit der Lieferung zufrieden sein dürfte.

Wenn man mit den vorstehenden Darlegungen einverstanden ist, so ist die Schlußfolgerung gerechtfertigt, daß die verschiedenen Verfahren zur mechanischen Prüfung des Gußeisens in erster Linie dem Zweck dienen müssen, die möglichen Abweichungen in der Qualität einer bestimmten Gußart ans Licht zu führen. Hierzu ist es nicht notwendig, die bereits so zahlreichen mechanischen Prüfungen, welche die inneren Eigenschaften anderer Metalle zu erkennen gestatten, in ihrer Gesamtheit auf das Gußeisen übertragen zu wollen. Dagegen ist es unentbehrlich, die Versuchsbedingungen näher festzulegen, damit alle Versuche unter den gleichen Verhältnissen durchgeführt werden können.

Bislang ist in dieser Hinsicht nichts geschehen, und die Festigkeitszahlen, die für die verschiedenen im Handel angebotenen Roheisen angegeben werden, haben nur sehr wenig Wert und Interesse, weil es nicht feststeht, ob diese Zahlen untereinander verglichen werden dürfen.

Obgleich die Abweichungen der Versuchsergebnisse bei der Prüfung des gleichen Roheisens häufig genug gezeigt worden sind, erscheint es uns doch nicht überflüssig, die Unterschiede wieder

Digitized by Google

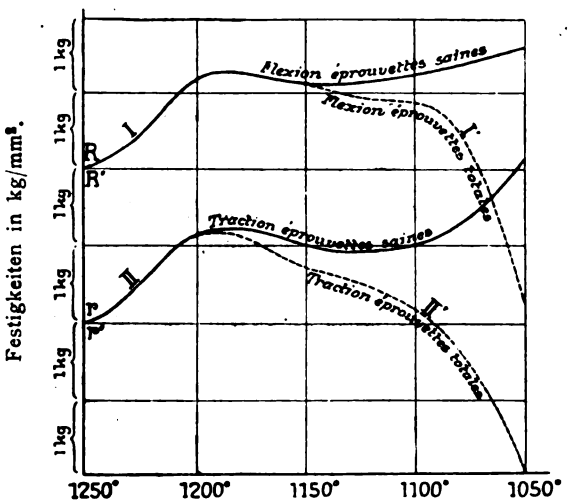
zu beleuchten. Wir haben mit Gußstücken aus Lothringen zahlreiche Versuche angestellt, deren Ergebnisse in der folgenden Zusammenfassung mitgeteilt werden.

Wir haben immer mit der zweiten Schmelzung gearbeitet, und haben uns auf die Prüfung der Zug- und Biegungsfestigkeit beschränkt, weil die Zeit fehlte, um andere Versuche anzustellen, und weil diese Prüfung nach unserem Ermessen am deutlichsten die Eigenschaften des Materials kennzeichnet.

Einfluß der Gießtemperatur.

Wir haben zwischen den Grenzen von 1260° und 1030° C operiert; die Temperatur wurde während des Abstiches in der

Einfluß der Gießtemperatur.



Temperatur des Gußeisens im Momente des Abgusses.

Abb. 1.

Flexion éprouvettes saines = Biegung bei fehlerfreien Stäben
Flexion éprouvettes totales = Biegung bei den Stäben in ihrer Gesamtheit
Traction éprouvettes saines = Zug bei fehlerfreien Stäben
Traction éprouvettes totales = Zug bei den Stäben in ihrer Gesamtheit

Gießpfanne gemessen. Die durch die Versuche festgestellten Festigkeitsunterschiede sind durch die Kurven der Abb. 1 dargestellt. Die Versuchsstäbe hatten kreisförmigen Querschnitt von 25 mm Durchmesser und waren nicht abgedreht: sie wurden in der Gestalt, wie sie aus der Form kamen, geprüft.

Digitized by Google

Bezeichnet man mit r die Zerreißfestigkeit in kg/mm² der bei 1250° gegossenen fehlerfreien Versuchsstäbe, mit r' die Zerreißfestigkeit der Versuchsstäbe in ihrer Gesamtheit, ferner mit R und R' die Biegungsfestigkeiten der bei dieser Temperatur gegossenen Stäbe für eine dem 20fachen Durchmesser gleichen Stützweite, so haben wir der Reihe nach die folgenden Werte erhalten:

	Fehlerfreie Versuchsstäbe	Gesamtheit der Versuchsstäbe
Abstich bei 1250°, Zerreißfestigkeit in kg/mm²	r	r'
„ „ 1190° „ „ „	r + 1·1	r' + 1·1
„ „ 1150° „ „ „	r + 0·7	r' + 1·0
„ „ 1100° „ „ „	r + 0·1	r' + 1·0
„ „ 1060° „ „ „	r − 2·0	r' + 2·0
Biegeversuche:		
Abstich bei 1250°, Bruch bei	R	R'
„ „ 1190° „ „	R + 1·2	R' + 1·2
„ „ 1150° „ „	R + 1·1	R' + 1·1
„ „ 1100° „ „	R + 0·9	R' + 1·3
„ „ 1060° „ „	R − 1·8	R' + 1·6

Einfluß der Temperatur, bei welcher die Stäbe aus der Form gehoben werden.

Wir haben erhebliche Schwankungen in der Festigkeit beobachtet, je nach der Temperatur, bei welcher die Stäbe ausgeformt

Einfluß der Temperatur, bei welcher die Versuchsstäbe aus der Form gehoben werden.

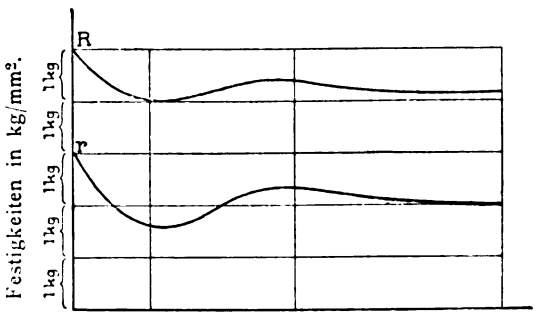


Abb. 2

werden. Die nebenstehenden Kurven der Abb. 2 geben hierüber Aufschluß. Es sind nacheinander folgende Werte ermittelt worden:

Digitized by Google

Zerreißfestigkeit	= r	wenn die Stäbe in leuchtendem Glührot abgehoben werden						
„	= r — 1·4	„	„	„	„ dunklem	„	„	„
„	= r — 0·7	„	„	„	„ tiefem Dunkelrot	„	„	
„	= r — 1·0	„	„	„	im kalten Zustande	„	„	
Biegungsfestigkeit	= R,	„	„	„	in leuchtendem Glührot	„	„	
„	= R — 1·0	„	„	„	„ dunklem	„	„	„
„	= R — 0·6	„	„	„	„ tiefem Dunkelrot	„	„	
„	= R — 0·7	„	„	„	beim Anfang des Glühens	„	„	
„	= R — 0·8	„	„	„	im kalten Zustande	„	„	

Einfluß der Abdrehung der Versuchsstäbe.

Die Versuche wurden an zylindrischen Stäben von 25 mm Durchmesser vorgenommen. Durch Abdrehen wurde der Durchmesser allmählich auf $D_2=24$, $D_3=20$, $D_4=15$ mm verringert. Es ergaben sich folgende Werte:

Einfluß des Abdrehens der Versuchsstäbe.
Biegeprobe.

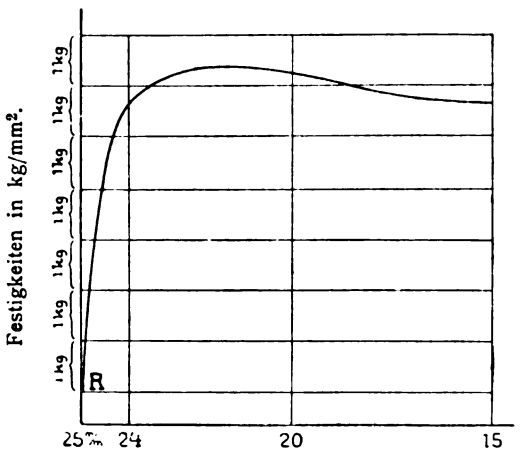


Abb. 3.

Biegungsfestigkeit	= R	für	D = 25
„	= R + 5·7	„	D = 24
„	= R + 6·2	„	D = 20
„	= R + 5·7	„	D = 15.

Einfluß des Schleifens auf die Festigkeit der Versuchsstäbe.

Wenn man mit abgedrehten Stäben arbeitet, so üben die vom Drehwerkzeug hinterlassenen Schleifrisse einen beachtenswerten und

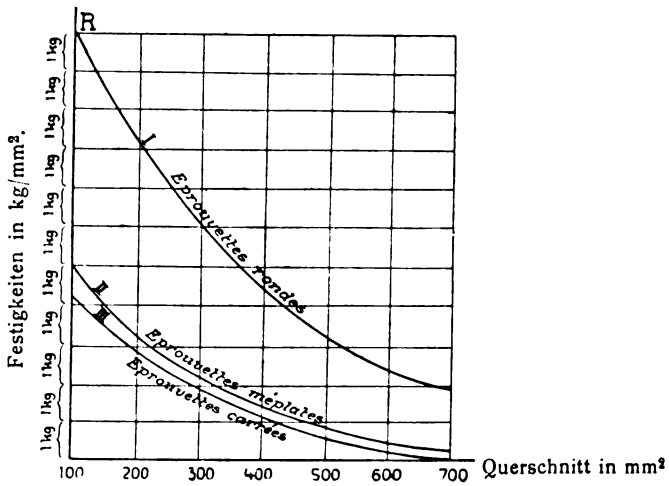
Digitized by Google

immer schädlichen Einfluß auf die Festigkeit aus. Werden die Stäbe mit Schmirgelleinwand sorgfältig geschliffen, um eine vollkommen glatte Oberfläche zu erzielen, so gelingt es, die Versuchsergebnisse in wesentlichem Maße zu verändern.

Einfluß der Querschnittsgröße der Versuchsstäbe.

Der Versuch zeigt, daß sich der mechanische Widerstand bei gleicher Querschnittsform sehr wesentlich mit der Querschnittsstärke ändert. Mehrere Hunderte von Versuchen lieferten für die Biegungsfestigkeit die Werte, welche durch die Kurven der Abb 4 dargestellt

Einfluß der Größe und der Form des Querschnittes der Versuchsstäbe.



Biegeproben mit Stäben, welche bei einer gleichmäßigen Temperatur in getrockneten Sand gegossen und im kalten Zustande abgehoben wurden.

Abb. 4.

Éprouvettes rondes = Runde Versuchsstäbe
Éprouvettes méplates = Rechteckige Versuchsstäbe
Éprouvettes carrées = Quadratische Versuchsstäbe

sind. Man erkennt, daß beispielsweise die Biegungsfestigkeit runder Stäbe, welche bei gleichmäßiger Temperatur in getrockneten Sand gegossen, sodann im kalten Zustande ausgeformt wurden und ungedreht blieben, zwischen einem Werte R und einem Werte

Digitized by Google

R—9 schwankte, je nachdem der Durchmesser 11 oder 30 mm stark war. Bei Zerreißproben erhält man ähnliche, wenn auch mehr gekrümmte Kurven.

Einfluß der Querschnittsform der Versuchsstäbe.

Bei gleicher Querschnittsfläche sind die Ergebnisse der mechanischen Prüfung sehr von der Querschnittsform des Versuchsstabes abhängig. Diese Eigenart wird durch die nebenstehenden Kurven veranschaulicht. Es ist beispielsweise festgestellt worden, daß für dieselbe Querschnittsfläche von 300 mm^2 die Biegungsfestigkeit zwischen den Werten R, R—3·8 und R—4 schwankt, je nachdem der Querschnitt ein Kreis, ein Rechteck ($1 \times 2{\cdot}1$) oder ein Quadrat ist. Die Zerreißproben liefern ähnliche Ergebnisse.

Einfluß der Stellung der Form beim Abstich.

Wir haben Untersuchungen über den Einfluß der Stellung der Form beim Abstich durchgeführt, und kleine Unterschiede zugunsten stehend gegossener Stäbe festgestellt. Bezüglich der Biegungsfestigkeit zeigen solche Stäbe von 25 mm Durchmesser, die aufsteigend in getrockneten Sand gegossen worden sind, einen Festigkeitszuwachs von 3 kg/mm^2 gegenüber von Stäben, welche liegend, die mit Schlacken behaftete Fläche nach unten gerichtet, hergestellt wurden.

Die Betrachtung aller in den vorstehenden Ausführungen festgestellten Schwankungen liefert nach unserem Ermessen einen zwingenden Beweis für die Notwendigkeit einer genauen Bestimmung der Bedingungen, unter welchen gußeiserne Versuchsstäbe künftig bereitet werden sollen. Ohne eine solche nähere Festlegung ist es unmöglich, aus den für dies oder jenes Gußeisen angezeigten Prüfungsergebnissen irgend einen Nutzen zu ziehen, und ohne eigene Versuche anzustellen, zwischen einer Reihe angebotener Erzeugnisse seine Auswahl zu treffen.

Wir vertreten daher die Ansicht, daß, bevor jede weitere Forschung des Gußeisens in Angriff genommen wird, es zunächst unumgänglich ist, eine Verständigung über die Prüfungsart herbeizuführen, um charakteristische Versuchsstäbe zu erhalten. Wir glauben, daß man sehr gute Aussichten hätte, die günstigsten Versuchsbedingungen zu treffen, wenn man einheitlich folgendermaßen verfahren würde:

Digitized by Google

1. Die Versuchsstäbe sollen aus Roheisen bei einer Temperatur von 1100° bis 1200° C hergestellt werden.

2. Der Guß soll aufsteigend in lotrecht gestellter Form aus getrocknetem Sand erfolgen.

3. Das Abheben der vollständig abgekühlten Stäbe aus der Form soll erst nach einer Liegezeit von wenigstens 2 Stunden vorgenommen werden.

4. Zur Prüfung sollen in einheitlicher Weise zylindrische Stäbe von 25 mm Durchmesser, in dem Zustande, wie sie aus der Form kommen, verwandt werden.

Wenn man nach diesen Grundsätzen die Untersuchung durchführt, so dürfte es sehr wahrscheinlich sein, daß das gleiche Gußeisen bei allen Prüfungen ziemlich gleichmäßige Ergebnisse aufweisen wird. Dann wäre es möglich, für jede Art Gußeisen Tabellen aufzustellen, deren Zahlen wirklich miteinander verglichen werden können.

Der Kongreß dürfte sicherlich der Meinung sein, daß das Streben nach einem solchen Ziele das größte Interesse bietet, und daß sich die Verwirklichung dieses Zieles voraussehen läßt, falls es gelingt, sich darüber zu einigen, was ich den „normalen internationalen Versuchsstab" zu benennen vorschlagen möchte.

Zusammenfassung.

Die mechanische Prüfung des Gußeisens mit Hilfe von Versuchsstäben vermag nur die möglichen Schwankungen in der Güte einer bestimmten Gußart ans Licht zu bringen und eine Kontrolle darüber zu geben, ob ein Gußstück aus einer vorher bestimmten Gußeisenart hergestellt ist.

Zu diesem Zwecke müssen die Prüfungen unter gleichen Bedingungen durchgeführt werden, damit ihre Ergebnisse untereinander verglichen werden können, denn, je nach der Art des Vorgehens, schwanken die Ergebnisse in weiten Grenzen.

Bisher ist nichts geschehen, um das Versuchsverfahren zu regeln, und es müßte nach unserer Meinung die erste Aufgabe des Kongresses sein, die Versuchsbedingungen festzulegen, um zu einer genauen Bestimmung des normalen internationalen Versuchsstabes zu gelangen.

Vorschläge für die Bestimmung dieses Versuchsstabes.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VI$_2$

ÜBER PRÜFUNGSVERFAHREN FÜR GIESSEREI-ROHEISEN.

Von **Josef Kail,** Direktor der Firma Ganz & Co. Danubius in Budapest.

Zur Bestimmung der Qualität des Gießereiroheisens, resp. zur Klassifikation desselben sind heute zwei Verfahren üblich: das eine bedient sich der Analyse, das andere richtet sich nach dem Aussehen der frischen Bruchfläche.

Die einzelnen Elemente beeinflussen — in den Grenzen, in welchen sie sich im Gießereiroheisen befinden — die Bruchfläche folgendermaßen:

P und Cu haben gar keine Einwirkung.

S verursacht unter 0·1—0·12% keine merkliche Veränderung. Darüber hinaus vermindert er die Aufnahmsfähigkeit des Kohlenstoffes und vermindert die Graphitausscheidung. (Bei manganarmem Roheisen tritt diese Einwirkung des S schon früher hervor.) Die Bruchfläche wird feinkörniger, matter, aschgrau. Ein so hoher S-Gehalt findet sich jedoch im Gießereiroheisen nur selten vor.

Mn erhöht die Aufnahmsfähigkeit des Kohlenstoffes, erschwert jedoch die Ausscheidung des Graphites und bevorzugt die Bildung eines feinkörnigen Bruches. Diese Einwirkung des Mn ist jedoch gegen die entgegengesetzte Einwirkung des Si so gering, daß man auf den Mn-Gehalt aus dem Aussehen der Bruchfläche nicht folgern kann.

Si verringert die C-Aufnahme, befördert jedoch sehr stark die Graphitbildung und je mehr Si bei einem bestimmten Kohlenstoffgehalt gegenwärtig ist, umsomehr Kohlenstoff scheidet als Graphit aus, umso grobkörniger, metallglänzender wird das Aussehen der Bruchfläche.

Digitized by Google

Der Kohlenstoff ist mithin jenes Element, welches durch die übrigen am meisten beeinflußt wird. Bei höherem C-Gehalt wird die Graphitausscheidung stärker und umgekehrt bei geringerem schwächer. Nachdem aber der C-Gehalt im Gießereiroheisen nicht zwischen so hohen Grenzen schwankt wie das Si (C bewegt sich gewöhnlich zwischen 3—4%, Si zwischen 1—3·5%), ist auch des ersteren Einwirkung geringer und kann man vom Aussehen der Bruchfläche nicht auf die Höhe des C-Gehaltes folgern. Die übrigen Elemente wie Co, Cr, Ni, etc. sind so selten und in so geringem Quantitäten im Gießereiroheisen enthalten, daß diese bei Erörterung gegenwärtiger Frage nicht in Betracht kommen.

Wie ersichtlich, ist also Si das einzige Element, auf welches man aus der Bruchfläche schließen kann. Richtiger gesagt, Si ist das einzige Element, welches das Aussehen der Bruchfläche derart beeinflußt, daß man daraus auf die Qualität des Gießereiroheisens zu schließen imstande ist. Leider ist aber auch hier die Beurteilung unsicher, da außer Si noch andere Faktoren eine sehr große Einwirkung auf die Graphitausscheidung haben, welche, wie wir aus dem Gesagten entnehmen, das Kriterium für das Aussehen der Bruchfläche bildet.

Besitzt das Roheisen beim Herausfließen aus dem Hochofen eine höhere Temperatur, wird es nach dem Erstarren grobkörniger, als wenn es eine niedrige Temperatur besessen hat, vorausgesetzt, daß in beiden Fällen die Abkühlungsverhältnisse die gleichen waren. Wenn das Roheisen rasch abkühlt (z. B. in Coquillen fließt, mit Wasser begossen wird, etc.), so wird der im geschmolzenen Roheisen befindliche gelöste Kohlenstoff teilweise als Härtungskohlenstoff fixiert, die Graphitausscheidung ist geringer, das Roheisen wird feinkörniger; findet im Gegenteil eine langsame Abkühlung statt (z. B. wenn es in Sandformen fließt), wird die Graphitbildung befördert und es entsteht ein grobkörniger Bruch.

So kann es z. B. vorkommen, daß ein Roheisen mit 1·5% Si, welches langsam abkühlte, bedeutend grobkörniger wird, als ein solches mit z. B. 2% Si, welches rasch abkühlte. In solchen Fällen wird also die Qualitätsbestimmung oder Klassifikation nach dem Aussehen der Bruchfläche gänzlich falsch ausfallen. Man fordert von einem Gießereiroheisen, daß es auch nach mehrfachem Umschmelzen grau, resp. daß es ursprünglich graphitreich sei.

Digitized by Google

Wie bekannt, hängt der Graphitgehalt in erster Linie vom Si-Gehalt ab, dieser übergeht aber teilweise infolge von Oxydation in die Schlacke. Mithin ist also ein höherer Si-Gehalt vorteilhaft und im allgemeinen ist ein solches Roheisen das wertvollere, nachdem man hierzu mehr billigen Gußbruch (Alteisen) mischen kann.

Aus dem Vorgebrachten geht hervor, daß das Aussehen der Bruchfläche des Gießereiroheisens durch die darin enthaltenen chemischen Elemente, sowie durch verschiedene Fabrikationsumstände derartig verschieden und entgegengesetzt beeinflußt wird, daß nach diesem die Qualität selbst, bezüglich des Si-Gehaltes nicht mit Sicherheit beurteilt werden kann.

Es wäre daher sehr erwünscht, daß jenes Verfahren, welches nach der Bruchfläche die Qualität bestimmt — obzwar dieses Verfahren sehr bequem und rasch ist — infolge seiner Unverläßlichkeit vollkommen eliminiert und dafür jenes Verfahren verbindlich angewendet werde, welches sich der chemischen Analyse bedient.

Es ist umsomehr zu empfehlen, als demselben keinerlei wesentliche Schwierigkeiten im Wege stehen. Die chemische Analyse verfügt heute über ganz genaue, rasch ausführbare und einheitliche Methoden.

Bei einem Hochofen sind selten mehr als 8 Abstiche in 24 Stunden üblich, und da ein geübter Laborant binnen 3 Stunden bequem 10 Si-Bestimmungen machen kann, ist es möglich, die Tagesproduktion eines Hochofens in kurzer Zeit mit verschwindend geringen Kosten und vollkommenster Genauigkeit zu klassifizieren.

Es wäre damit weiters ein nicht weniger wichtiges Ziel zu verbinden, nämlich das einheitliche Vorgehen in der Klassifikation.

Heute herrscht auf diesem Gebiete eine außerordentliche Systemlosigkeit, Unsicherheit und Verworrenheit.

Es gibt z. B. Hochofenwerke, welche nach dem Bruchaussehen I, II und IIIer; solche, welche I und IIIer; wieder andere, welche I, II, III und IVer Gießereiroheisen etc. auf den Markt bringen.

Wir finden Hochofenwerke, welche lichtgraues und dunkelgraues, noch andere, welche Fein-, Mittel- und Grobkorn klassifizieren.

Dabei decken sich aber diese Bezeichnungen bei den verschiedenen Hochofenwerken keinesfalls, das heißt der Si-Gehalt der gleichbezeichneten Marken ist verschieden, mit anderen Worten, oder besser ausgedrückt, das Ier Roheisen des Hochofenwerkes A

Digitized by Google

hat z. B. einen Si-Gehalt von 2·8—3·2%, das Ier Roheisen vom Hochofenwerk B dagegen einen Si-Gehalt von 2·5—3% usw.

Dies ist ein unhaltbarer Zustand.

* * *

Falls die Qualitätsbestimmung nach der chemischen Analyse akzeptiert wird, könnte sehr leicht eine Einheitlichkeit in der Klassifikation zustande kommen, z. B.:

Si-reiches	Gießereiroheisen	Si = über 3%
Nr. I	„	Si = 2·6—3%
Nr. II	„	Si = 2·1—2 5%
Nr. III	„	Si = 1·5—2%
Si-armes	„	Si = von 1·4% abwärts

oder aber einfacher

Nr. I	Gießereiroheisen	Si = über 2·6%
Nr. II	„	Si = 1·6—2·5%
Nr. III	„	Si = von 1·5% abwärts.

Dieser Vorschlag bezieht sich auf das gewöhnliche marktgängige Gießereiroheisen und dessen Annahme würde die Qualitätsbezeichnung außerordentlich vereinfachen und einheitlich machen.

Die diversen — jedoch in untergeordneten Quantitäten — zum Verkaufe kommenden Spezial-Gießereiroheisensorten sind durch den abnormalen Gehalt des einen oder anderen Elementes gekennzeichnet und dementsprechend benannt.

Schlußfolgerung.

Mit Hilfe der Bruchfläche kann man nicht einmal auf den Si-Gehalt mit Bestimmtheit schließen, und da die übrigen Elemente, wie C, Mn, S, P und Cu, welche die Qualität des Gießereiroheisens und somit auch jene des Gußstückes, dessen Festigkeitseigenschaften, Dichtheit, Bearbeitbarkeit etc. wesentlich beeinflussen, nur mittelst der chemischen Analyse bestimmt werden können, so ist jenes Verfahren, welches sich des Aussehens der Bruchfläche zur Qualitätsbestimmung des Gießereiroheisens bedient, unverläßlich, mithin unzulässig.

Zusammenfassung.

Der Verfasser empfiehlt die Einführung der chemischen Analyse für die Prüfung von Gießerei-Roheisen anstatt der Prüfung nach dem Aussehen der Bruchfläche.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VI3

EINE NEUE MECHANISCHE UNTERSUCHUNGSMETHODE FÜR GUSSEISEN.

Von **Ch. Frémont**, Paris.

(Übersetzt von J. Dumont, Luxemburg.)

Ein Jahrhundert hindurch wurde das Gußeisen nur durch Biegen eingespannter Stäbe mittels des Apparates von Monge untersucht; und auch gegenwärtig schreiben die meisten Liefervorschriften nur zwei Proben vor: eine Zug- und eine Schlagprobe.

Eine Regierungsbehörde hat kürzlich eine Umfrage bei ihren Gießern gehalten, um sich über jene Untersuchungsmethode Gewißheit zu verschaffen, die ihnen die beste zu sein scheint; die Antworten waren so verschieden, daß es nicht möglich war, daraus eine praktische Schlußfolgerung zu ziehen. Es dürfte also von Interesse sein, die verschiedenen mechanischen Untersuchungsmethoden für Gußeisen miteinander zu vergleichen; ich habe über dieses Thema schon einen ersten Artikel veröffentlicht[1]); heute beendige ich diesen Bericht durch Veröffentlichung ergänzender Versuche.

In der vorliegenden Studie habe ich mir vorgenommen, die Resultate zu vergleichen, die durch statische Biegeproben, durch Zug-, Schlag- und Scherproben bei ein und demselben Gußeisen, ferner durch Wiederholung dieser Versuche an einer großen Anzahl von Gußeisenstücken verschiedener Herkunft erhalten wurden.

Um die Zerreiß- und Biegeproben miteinander zu vergleichen, habe ich 140 Zerreißstäbe, die durch eine große Verwaltung gesammelt worden waren und aus verschiedenen Gießereien herstammten,

[1]) Bulletin de la Société d'Encouragement Paris — Mai 1909 — Essais mécaniques de la fonte. (Mechanische Gußeisenprüfung.)

Digitized by Google

untersucht. Aus den Köpfen dieser Stäbe wurden kleine Prismen von $8 \times 10 \times 30$ mm ausgeschnitten und der statischen Biegeprobe auf einer Präzisionsmaschine, welche mit einem Registrierapparat für das Arbeitsdiagramm versehen war, unterzogen. Diese Maschine ist in der vorgenannten Veröffentlichung beschrieben worden.

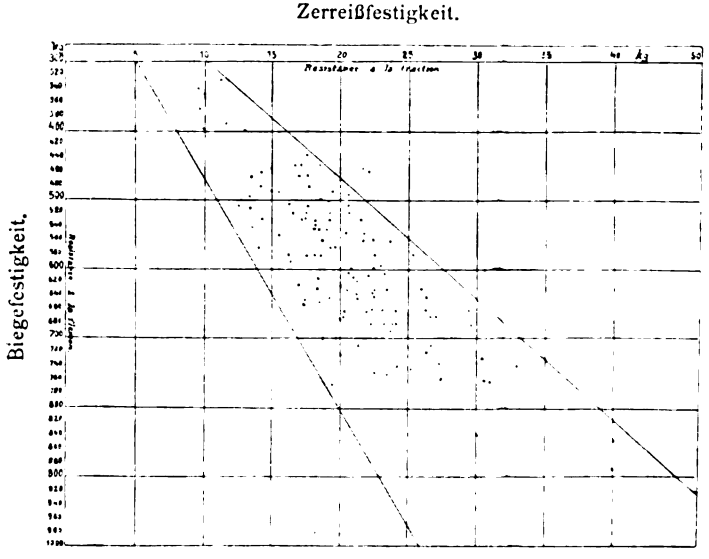


Fig. 1

Graphische Darstellung, zum Vergleich der Biegefestigkeit eines Gußeisens und der entsprechenden Zugfestigkeit. (Als Abszissen die Bruchbelastungen beim Biegeversuch, als Ordinaten die entsprechenden Bruchbelastungen bei der Zerreißprobe).

Die Resultate sind in Fig. 1 graphisch dargestellt: als Abszissen ist die bei der Biegeprobe der Probestäbe aufgewendete Brucharbeit, als Ordinaten sind die entsprechenden Zugfestigkeiten pro qmm aufgetragen.

Im allgemeinen kann man feststellen, daß zwei Gußeisenstücke, die beim statischen Biegeversuch gleiche Bruchfestigkeit aufwiesen, Zugfestigkeiten ergeben können, die sich zwischen dem einfachen und dem doppelten Wert bewegen.

Da ein durch Biegeversuch untersuchter prismatischer Probestab durch Zugbeanspruchung des gespannten Teiles zum Bruch

Digitized by Google

gebracht wird, sollte man bei ein und demselben Gußeisen übereinstimmende Resultate durch beide Methoden, gleichgültig ob Zerreiß- oder Biegeprobe, erhalten; etwaige Unterschiede sollten nur in der Heterogenität des Metalles ihren Grund finden.

Da dies nicht der Fall ist, muß man diesen Unterschied einer anderen Ursache zuschreiben.

In meiner ersten Arbeit habe ich versucht, den Beweis zu erbringen, daß der Elastizitätskoeffizient von Gußeisen in großen Grenzen schwankt, beispielsweise vom einfachen bis zum dreifachen Wert; untersucht man z. B. zwei ähnliche Probestäbe, den einen aus Gußeisen von mittelmäßiger Qualität, den andern aus sehr gutem Gußeisen, wird man beim Biegeversuch unter gleicher Belastung einen Biegungspfeil erhalten, der sich mit der Qualität des Metalles verändert, und der bei dem schlechten Gußeisen drei- oder viermal größer sein kann, als der unter gleichen Versuchsbedingungen erhaltene Pfeil bei dem Gußeisen besserer Qualität. Wegen dieses hohen elastischen Formveränderungsvermögens richten sich die Stäbe aus schlechtem Gußeisen während der Zerreißprobe wieder aus, während unter sonst gleichen Bedingungen die Stäbe aus gutem Gußeisen bei der Biegeprobe vorzeitig entzweibrechen. Die Tatsache ist allen in der Praxis Stehenden wohl bekannt, da man sehr häufig bei den auf Zerreißfestigkeit untersuchten Probestäben Brüche in den Köpfen wahrnehmen kann, also an jenen Stellen, wo der Querschnitt größer als in dem mittleren Teile des Stabes ist.

Man sieht daraus, daß, wenn auch die bei den Zerreißproben wahrgenommenen Verschiedenheiten (Fig. 1) bei schlechtem Gußeisen der Heterogenität des Metalles zuzuschreiben sind, die Ursache dieser Unterschiede bei dem guten Gußeisen nicht mehr die gleiche ist; in diesem Fall rührt sie von der geringen Elastizität her, die zur Festigkeit des Metalles umgekehrt proportional ist.

Ich habe vergeblich versucht, die Abweichungen von der Geraden während der Zerreißprobe zu korrigieren, indem ich unter einen jeden der Köpfe einen Polster aus Kupfer legte. Um die Resultate der Biege- und Scherversuche miteinander zu vergleichen, wurden 26 Stücke Gußeisen untersucht, die teils von Schlag- und Zugstäben, teils von gebrauchten Gußeisenstücken herrührten.

Digitized by Google

Die Resultate sind in Fig. 2 graphisch zusammengestellt; als Abszissen sind die beim Biegeversuch an prismatischen Probestäben aufgewendete Brucharbeit, wie in den vorhergehenden Versuchen, und als Ordinaten die entsprechenden Festigkeiten pro qmm der abgescherten Schnittfläche aufgetragen.

In diesem Falle kann man eine ziemlich genaue Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen beider Versuche, d. i. des

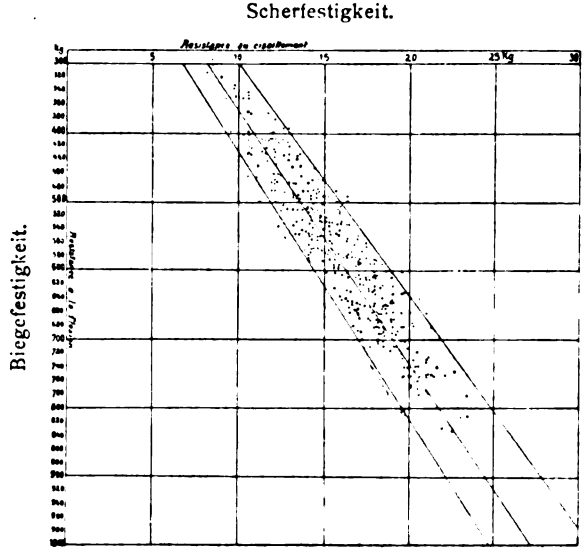


Fig. 2.

Graphische Darstellung aus der hervorgeht, daß für Gußeisen die Scherfestigkeit im proportionalen Verhältnis zur Biegefestigkeit steht. (Als Abszissen die Bruchbelastungen beim Biegeversuch, als Ordinaten die entsprechenden Bruchbelastungen beim Scherversuch.)

statischen Biege- und des Abscherversuches, wahrnehmen; ich habe mehr als zweitausend Proben vorgenommen und festgestellt, daß Unterschiede nur von der Heterogenität des Metalls herrühren und geringer werden, je besser die Qualität ist.

Um die durch Schlag- und Scherversuche erhaltenen Resultate zu vergleichen, wurden die Reste von 37 Schlagprobestäben untersucht, die von den Versuchen einer Eisenbahngesellschaft herrührten; diese Stäbe rechteckigen Querschnitts (40 × 40 mm) wurden, nachdem sie mit einem Bären von 120 kg durchgeschlagen

Digitized by Google

worden waren, mit einer Säge durchschnitten, so daß jede Probe zwei prismatische Probestäbe ($8 \times 10 \times 30$ mm) ergab, von denen der eine dem Rande, der andere der Mitte dieser großen Probestäbe entnommen wurde und die alsdann wie in den vorhergehenden Fällen der Biege- und Abscherprobe unterworfen wurden. Die Notwendigkeit, die beiden örtlich verschiedenen Proben zu entnehmen, ergibt sich aus der Verschiedenheit der Qualität des Materials, da die Mitte infolge der Seigerung des einzeln gegossenen Blockes geringere Festigkeit besitzt. Die Resultate dieser Versuche sind in Fig. 3 graphisch wiedergegeben; als Abszissen sind unter M die Ergebnisse der aus der Mitte und unter B die Ergebnisse der vom Rande der Stücke entnommenen Probestäbe, die bei ansteigender Schlaghöhe (40, 45, 50, 55, 60 und 65 cm) gebrochen worden waren, und als Ordinaten die Resultate der Abscherversuche pro qmm der abgescherten Querschnittfläche aufgetragen.

Man kann feststellen, daß zwischen den Ergebnissen der Schlagbiegeproben und denen der Abscher- oder der statischen Biegeprobe (die beiden letzteren stimmen, wie wir wissen, überein) keine Beziehung besteht. Die bei niedriger Fallhöhe durchschlagenen Gußeisenstäbe — 45 cm — ergeben Abscherfestigkeiten, die zwischen 10 bis zu 21 kg pro qmm liegen, und Gußeisenstäbe, die der relativ hohen Fallhöhe von 60 cm widerstanden, ergeben beim Scherversuche Festigkeiten von 12 bis 20 kg.

Diese große Verschiedenheit in den Ergebnissen der Schlag- und jenen der Biege- oder statischen Scherversuche findet ihre Erklärung darin, daß sich der Elastizitätskoeffizient im umgekehrten Verhältnis zur Festigkeit des Gußeisens verändert; in der Tat, wenn man zwei ähnliche Probestäbe, den einen aus schlechtem, den andern aus sehr gutem Gußeisen betrachtet, so wird die Arbeit, die nötig ist, um deren Bruch durch Schlag herbeizuführen, wenig verschieden sein; denn bei dem schlechten Gußeisen wird wohl die Brucharbeit geringer sein als bei dem guten Gußeisen, aber andererseits wird der Biegeversuch einen größeren Pfeil ergeben, als der Biegeversuch an dem Probestab aus gutem Gußeisen, und die Produkte aus den Faktoren Arbeit und Pfeil werden in beiden Fällen nicht wesentlich verschieden sein; Staub oder Oxydabfälle, die unter dem Probestab an den Auflagestellen gewissermaßen Pölster bilden, oder eine Chabotte von geringerem

Digitized by Google

Gewicht sind schon hinreichende Gründe, um die Versuchsresultate stark zu beeinflussen.

Außerdem muß darauf hingewiesen werden, daß, wenn die Schlagprobe auch bei Eisen und Stahl absolut erforderlich ist, da diese unter verschiedenen Bedingungen gelagerten Metalle ver-

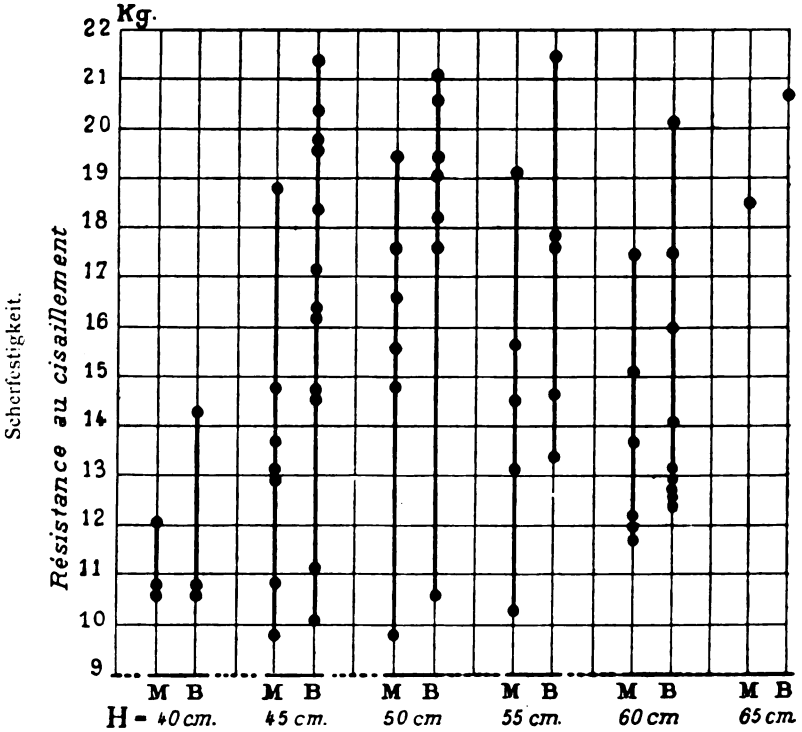


Fig. 3.

Graphische Darstellung, aus der man einen Vergleich zwischen den Resultaten der Schlag- und Scherversuche ziehen kann. (Als Abszissen die Fallhöhen des Bären und als Ordinaten die entsprechenden Scherfestigkeiten.)

schiedene Arten des Bruches aufweisen können, diese Probe für Gußeisen nicht notwendig erscheint, da hier nur eine einzige Art des Bruches (zwischen den Gefügekörnern) wahrzunehmen ist; der Bruch ist immer körnig, ob er durch statische oder durch dynamische Versuche hervorgerufen wird.

Zusammenfassend kann man behaupten, daß der Schlagbiegeversuch keinen Aufschluß über die Festigkeit des

Digitized by Google

Gußeisens gibt; daß die Zerreißprobe nicht mit genügender Genauigkeit ausgeführt werden kann, wie groß auch immer die aufgewandte Sorgfalt und die Genauigkeit der benützten Maschine sind, da der Probestab nie in der absoluten Richtung seiner Achse belastet werden kann. Der statische Biege- und der Abscherversuch sind die einzigen mechanischen Versuche, die Aufschluß über die Qualität des Gußeisens geben können. Die Probeentnahme ist ebenfalls von größter Wichtigkeit und der Versuch an einem gesondert gegossenen Probestab läßt nur angenähert die Qualität des Metalles des benötigten Stückes erkennen.

Um in die Qualität genauen Einblick zu haben, ist es unumgänglich erforderlich, den Probestab dem später zu benutzenden Stücke selbst zu entnehmen.

Um dies zu ermöglichen, muß man kleine Probestäbe entnehmen können; in den weitaus meisten Fällen erhalte ich diese, indem ich auf eine besondere Art Löcher bohre, die entweder später bei der Montage des Stückes von Nutzen sind, oder die ich, falls es absolut notwendig ist, wieder verschließe. Diese Löcher haben 14 mm Durchmesser; sie werden vermittelst eines einem Schädelbohrer (Hohlbohrer) ähnlichen Instrumentes ausgebohrt, das im Zentrum einen kleinen gußeisernen Zylinder von 7·5 mm Durchmesser bestehen läßt, welchen man leicht an der Basis mit einem geeigneten Werkzeug abbricht und aus dem man ein Prisma von quadratischem Querschnitt mit einer Seitenlänge von 5 mm verfertigen kann. Dieses Prisma untersucht man auf Scherfestigkeit in Querschnitten von 3 bis zu 3 mm seiner Länge, um so die an der Außenfläche und die in verschiedenen Tiefen herrschende Festigkeit zu erhalten.

Diese Abscherversuche geben schnell und billig genauen Aufschluß über die Qualität des Gußeisens.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VI4

UNTERSUCHUNG ÜBER DEN EINFLUSS DER FORM DES PROBESTABES AUF DIE MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN DES GUSSEISENS.

Bericht der britischen Mitglieder der Kommission Nr. 1b über die Prüfung von Gußeisen.

Vorgelegt von Dr. **J. E. Stead,** Middlesborough.

Die Kommission beehrt sich den vorliegenden Bericht über ihre Untersuchungen bezüglich des Einflusses der Probestabform auf die mechanischen Eigenschaften des Gußeisens zu unterbreiten, und zwar auf Grund von Vergleichsproben, die mit englischen, deutschen und amerikanischen Normalstäben ausgeführt wurden. Zwei Serien von Gußeisenprobestäben wurden in verschiedenen Gießereien angefertigt, die eine in Middlesborough und die andere in London. Die Herren Richardsons, Westgarth & Co. übernahmen nach Vereinbarung mit Dr. Stead auf ihren Werken in Middlesborough den Guß der ersten Probestabserien aus einer Gußmischung, wie sie für Gußeisenwaren mittlerer Qualität gewöhnlich verwendet wird. Je vier Stück englische, deutsche und amerikanische Normalstäbe wurden aus derselben Gußpfanne gegossen; je zwei davon wurden gegossen, nachdem ungefähr ein Viertel des Inhalts der Gußpfanne abgeleert worden war, weitere zwei nach Abguß von ungefähr drei Vierteilen des Pfanneninhalts. Herr W. G. Kirkaldy von der Firma David Kirkaldy & Sons unterzog sich der Mühe, die mechanischen Proben, und zwar alle persönlich, durchzuführen. Die Einzelheiten der Ergebnisse sind in Tafel I und II niedergelegt und denselben auch die Analysen beigefügt, welche von Dr. Stead und Mr. Harbord unabhängig voneinander vorgenommen wurden. Die Biegeproben mit den vier deutschen und den vier amerikanischen Stäben wurden auf die entsprechende Belastung der englischen

Digitized by Google

Tabelle I.

Ergebnisse der Proben zur Feststellung der Biegungsfestigkeit mit zwölf Gußeisenstäben, erzielt von den Herren Pattinson und Stead.

Probe Nr.	Beschreibung	Abmessungen	Marken-Entfernung	Endfestigkeit	End-Abweichung	Umgerechn. entsprech. Belastung auf engl Normalstab 1"×2", 36" Markenentf. A	Bruch-aussehen
TT		Zoll B D	Zoll	lbs.	Zoll mm	lbs.	
4012	2"×1" Stäbe (flach gegossen) Britisches Normale	1·13×1·98	36	2625	0·36	2372	gut
4013		1·07×1·99	36	2800	0·37	2640	do.
4014		1·04×2·01	36	2610	0·33	2484	leichter Defekt
4015		1·03×1·98	36	3100	0·40	3068	gut
			mittel	2754	0·36	2641	
1016	$1^3/_{16}$" Durchm. Pr. $25^1/_2$" lang Deutsches Normale (horiz. gegossen)	(1·13)×1·17	23·62" = 600 mm	1155	0·29 7·4	2504	leichter Defekt
4017		1·14×1·17	„	1220	0·33 = 8·4	2600	gut
4018		1·10×1·16	„	1170	0·31 = 7·9	2648	do.
4019		1·11×1·19	„	1240	0·32 = 8·1	2644	do.
			mittel	1196	0·31 = 7·9	2599	
4020	$1^1/_4$" Durchm. Pr. 15" parallel Amerikan. Normale (vertikal gegossen)	(1·23)×1·29	12 Zoll	3020	0·11	2500	leichter Defekt
4021		1·22×1·25	„	3305	0·12	2936	gut
4022		1·20×1·28	„	3230	0·11	2796	do.
4023		1·23×1·26	„	3150	0·10	2744	do.
			mittel	3176	0·11	2744	

Bei den runden Stäben wurde die Formnaht in allen Fällen in eine neutrale Lage gebracht. Bei Umrechnung der Ergebnisse mit den runden Stäben zwecks Erzielung des Äquivalents bezogen auf Stäbe $1"\times 2"$ (Englischer Querschnitt) wurde $\frac{B\ D}{TT}$ der Querschnitt der runden mit 0·7854 von BD^2 angenommen. Z. B., Probe Nr. 4016 $\frac{B\ D^2}{BD^2}$ $1·13\times 1·17\ 1·54\times 0·7854 = 1·21$, die betreffende Zahl wurde für die Berechnung genommen. Bedauerlicherweise gossen die Gießer die englischen Stäbe (1"×2") flach anstatt hochkant.

J. E. STEAD Esq. F. R. S.
11, Queens Terrac, Middlesbrough.

DAVID KIRKALDY and SON.
99, Southwark Street, London S. E.
27. Sept. 1911.

Stäbe umgerechnet und in Kolonne A eingesetzt. Bei jeder Normalstabserie zeigte einer der Stäbe einen kleinen Defekt, doch ergab sich nach Ausschluß dieser drei Stäbe als die größte Belastungsdifferenz bei den englischen 696 lbs (48·9 kg/cm²) bei den deutschen 48 lbs (3·4 kg/cm²) und bei den amerikanischen 192 lbs (13·5 kg cm²).

Digitized by Google

Tabelle II.

Ergebnisse der Proben zur Feststellung der Zugfestigkeit etc. von Stücken, die aus den Stäben nach den Biegeproben gefertigt wurden.

Probe Nr.	Beschreibung		Abmessungen: Durchmesser	Abmessungen: Fläche	End-Belastung: Total	End-Belastung: per Quadrat Zoll	Bruch-Aussehen
ΠΠ		von Stab	Zoll	Quadr. Zoll	lbs.	lbs. tons	
4384	Von 2″×1″ Stab Britisches Normale	ΠΠ4012	0·792	0·493	12·260	24·868=11·1	gut
4385		„ 4013	0·796	0·498	12·160	24·418=10·9	do.
4386		„ 4014	0 787	0·486	12·340	25·391=11·3	do
4387		„ 4015	0·791	0·491	12·400	25·255=11·3	do.
					Mittel	24·983=11·2	
4388	Von $1^3/_{16}$″Stab (Deutsch Norm.)	„ 4016	0 798	0 500	13·240	26·480=11·8	gut
4389		„ 4017	0·798	0·500	13·620	27·240=12·2	do.
4390		„ 4018	0·798	0·500	13·860	27·720=12·4	do.
4391		„ 4019	0·798	0·500	14·000	28·000=12·5	do.
					Mittel	27·360=12·2	
4392	Von $1^1/_4$″Stab (Amerik. Norm)	„ 4020	0·798	0·500	13·940	27·880=12·4	gut
4393		„ 4021	0·798	0·500	13·920	27·840=12·4	do.
4394		„ 4022	0·797	0·499	13·390	26·834=12·0	do.
4395		„ 4023	0·798	0·500	13·300	26·600=11·9	do.
					Mittel	27·288=12 2	

Bei den runden Stäben wurde die Formnaht in allen Fällen in eine neutrale Lage gebracht. Bei Umrechnung der Ergebnisse mit den runden Stäben zwecks Erzielung des Äquivalents bezogen auf Stäbe $\frac{B\ D}{1''\times 2''}$ (Englischer Querschnitt) wurde der Querschnitt der runden mit $\frac{\Pi}{4}$ von BD^2 angenommen. Z. B., Probe Nr. 4016 $\frac{B}{1\cdot13}\times\frac{D^2}{1\cdot17}\ \frac{BD^2}{1\cdot54}\times\cdot7854=1\cdot21$, die betreffende Zahl wurde für die Berechnung genommen. Bedauerlicherweise gossen die Gießer die englischen Stäbe (1″×2″) flach anstatt hochkant.

J. E. STEAD Esq. F. R. S.
11, Queens Terrace, Middlesbrough.

DAVID KIRKALDY and SON.
99, Southwark Street, London S. E.
27. Sept 1911.

Die größte Differenz in der Durchbiegung betrug bei den englischen Proben 0·04″ (1·0 mm) bei den deutschen 0·02″ (0·5 mm) und bei den amerikanischen 0·02″ (0·5 mm).

Bei den Zugfestigkeitsproben betrugen die größten Differenzen bei der Bruchlast bei den englischen Stäben 0·4 ton (63 kg/cm²),

Digitized by Google

bei den deutschen 0·7 ton (110 kg/cm²) und bei den amerikanischen 0·5 ton (78 kg/cm²).

Das Durchschnittsergebnis bei den englischen Stäben ist genau um eine Tonne (157 kg/cm²) geringer, als bei den deutschen und amerikanischen, deren Ergebnisse identisch sind. Infolge eines bedauerlichen Versehens von seiten des Formers wurden die englischen Stäbe flach gegossen, anstatt, wie dies sonst üblich ist, hochkantig; nun beeinflußt bei flach gegossenen Stäben die geringste Fehlerhaftigkeit, wie z. B. Luftblasen (Lunker) die Festigkeit des Stabes in der Querrichtung, wenn derselbe hochkantig erprobt wird und aus diesem Grunde, wie auch um Ergebnisse von Stäben ganz verschiedener Gußmischung, die unter verschiedenen Bedingungen gegossen wurden, zu erhalten, vereinbarte Mr. Kirkaldy mit den Herren Young & Co. London, eine weitere Serie von Stäben unter seiner Aufsicht zu gießen, was dann auch tatsächlich in seiner Gegenwart geschah.

Alle Details der erhaltenen Resultate sind in Tafel III und IV niedergelegt und ebenso sind die Analysen beigefügt, welche die Herren Dr. Stead und Harbord unabhängig voneinander durchgeführt haben. Für diese Probestabserie wurden je sechs Normalstäbe gegossen, und zwar je vier hievon an einem Tage aus ein und derselben Charge und je zwei am nächsten Tage. Bei den Biegeproben betrug die größte Differenz in der Bruchlast bei den gesunden Stäben der englischen Proben 472 lbs (33·2 kg/cm²) und die größte Differenz in der Durchbiegung 0·05" (1·2 mm). Bei den deutschen Stäben ergab sich bei Umrechnung auf die entsprechende Belastung der englischen Stäbe eine größte Differenz in der Bruchlast von 464 lbs (32·6 kg/cm²) und eine größte Differenz in der Abbiegung von 0·09" (2·3 mm). Bei den amerikanischen Proben betrug das respektive Ergebnis 456 lbs (32·1 kg/cm²) und 0·03" (0·7 mm). Die kleinere Differenz in der Durchbiegung bei den beiden Garnituren der amerikanischen Stäbe war mit Rücksicht auf die geringere Länge der Probestäbe und auf die daraus resultierende, viel geringere Totalabbiegung zu erwarten.

Die Ergebnisse der Zugfestigkeitsproben zeigten unter Ausschluß der ungesunden Stäbe bei den englischen Proben eine Differenz von 0·4 ton. (63 kg/cm²), bei den deutschen von 1·3 ton. (204 kg/cm²) und bei den amerikanischen 0·8 ton. (126 kg/cm²). Die mittleren Ergebnisse aller Stäbe zeigen, daß die englischen Proben

Digitized by Google

Tabelle III.

Ergebnisse der Proben zur Feststellung der Festigkeit in der Querrichtung etc. von Eisenstäben, gegossen in der Gießerei der Herren H. Young & Co. Ld., Nine Elms, London S. E.

Probe Nr.	Beschreibung	Abmessungen	Marken-Entfernung	Endfestigkeit	End-Abweichung	Umgerechn. entsprech Belastung auf engl. Normalstab 1"×2", 36" Markenentf. A	Bruch-aussehen
TT		Zoll B D	Zoll	lbs.	Zoll mm	lbs.	
5453	A	1·03×2·06	36	3480	0·42	3184	gut
5455	Englisch. A	1·03×2·03	36	2770	0·34	2612	Oberflächenfehler (Vertiefung)
5457	Normal B	1·02×2·05	36	3420	0·42	3188	gut
5459	1"×2" B 3' 4" lang	1·01×2·04	36	3020	0·38	2876	do.
5461	hochkant.gegoss.C	1·03×2·06	36	3660	0·43	3348	do.
5463	C	1·02×2·03	36	3290	0·40	3132	do.
			mittel	3273	0·40	3057	
		B D					
5464	A	(122)×1·24	23·62"= 600 mm	1800	0·41=10·4	3192	gut
5466	Deutsch. A	1·21×1·22	„	1630	0·35= 8·9	3032	do.
5468	Normal B	1·20×1·25	„	1590	0·32= 8·1	2840	do.
5470	$1^3/_{16}$" Drm. B	1·22×1·28	„	1860	0·38= 9·6	3108	do.
5472	$25^1/_2$" lang C	1·23×1·21	„	1540	0·34= 8·6	2864	do.
5474	C	1·25×1·23	„	1540	0·35= 8·9	2728	do.
			mittel	1660	0·36= 9·1	2961	
		B D					
5476	A	(123)×1·27	12 Zoll	3050	0·12	2624	gut
5478	Amerik. A	1·23×1·25	„	3360	0·15	2968	do.
5480	Normal B	1·23×1·25	„	3490	0·12	3080	do.
5482	$1^1/_4$" bis $1^9/_{11}$" Durchm. B	1·26×1·28	„	3690	0·14	3036	do.
5484	15" lang C	1·25×1·26	„	3280	0·15	2804	do.
5486	C	1·24×1·26	„	3430	0·13	2952	do.
			mittel	3883	0·135	2910	

Bei den runden Stäben wurde die sichtbare Formnaht in allen Fällen in eine neutrale Lage gebracht. Bei Umrechnung der Resultate mit den runden Stäben B D zwecks Erzielung deren Äquivalentes bei Stäben von 1"×2" (Englischer Querschnitt) wurde der Querschnitt der runden gleich 0·7854 von BD² angenommen. Die Stäbe mit der Bezeichnung A und C wurden am selben Tag von derselben Charge gegossen. Jene mit Zeichen B wurden bei anderer Gelegenheit erzeugt; es waren nicht alle Formen ganz fertig, um, wie ursprünglich beabsichtigt, dieselben zu gleicher Zeit zu gießen. Sämtliche Stäbe wurden in Gegenwart unseres Herrn William G. Kirkaldy gegossen.

F. W. HARBORD Esq. F. I. C.
16, Victoria Street, Westminster S. W.

DAVID KIRKALDY and Son.
99, Southwark Street, London S. E.
21. Dez. 1911.

Digitized by Google

Tabelle IV.

Ergebnisse der Proben zur Feststellung der Zugfestigkeit etc. von Eisenstäben, gegossen in der Gießerei der Herren H. Young & Co. Ld., Nine Elms, London, S. E.

Probe Nr.	Beschreibung		Abmessungen: Durchmesser	Abmessungen: Fläche	End-Belastung: Total	End-Belastung: per Quadrat Zoll	Bruch-Aussehen
II			Zoll	Quadr. Zoll	lbs.	lbs. tons	
5452		A	1·25	1·227	38·490	31·369 = 14·0	gut
5454	Englisch.	A	1·25	1·227	38·400	31·296 = 14·0	do.
5456	Normal	B	1·28	1·287	31·590	24·545 = 11·0	nicht ganz tadellos
5458	Zugstab	B	1·25	1·227	37·320	30·415 = 13·6	gut
5460	erprobt mit der Haut	C	1,26	1·247	38·700	31·034 = 13·9	do.
5462		C	1·27	1·267	33·720	26·614 = 11·9	nicht ganz gut
					Mittel	29·212 = 13·0	
			gedreht				
5465		A	0·798	0·500	15·420	30·840 = 13·8	gut
5467	Deutsch.	A	0·798	0·500	15·080	30·160 = 13·5	do.
5469	Normal	B	0·798	0·500	14·040	28·080 = 12·5	do.
5471	Stücke bearbeitet von	B	0·798	0·500	14·480	28·960 = 12·9	do.
5473	Stangen nach Erprobung	C	0·798	0·500	15·540	31·080 = 13·9	do.
5475	durch Biegen	C	0·798	0·500	15·260	30·520 = 13·6	do.
					Mittel	29·940 = 13·4	
			gedreht				
5477		A	0·798	0·500	15·500	31·000 = 13·8	gut
5479	Amerik.	A	0·798	0·500	15·340	30·680 = 13·7	do.
5481	Normal	B	0·798	0·500	14·600	29·200 = 13·0	do.
5483	Stücke bearbeitet von	B	0·798	0·500	15·180	30·360 = 13·6	do.
5485	Stangen nach Erprobung	C	0·798	0·500	15·200	30·400 = 13·6	do.
5487	durch Biegen	C	0·798	0·500	14·780	29·560 = 13·2	do.
					Mittel	30·200 = 13·5	

Bei den runden Stäben wurde die sichtbare Formnaht in allen Fällen in eine neutrale Lage gebracht. Bei Umrechnung der Resultate mit den runden Stäben $\frac{B}{D}$ zwecks Erzielung deren Äquivalentes bei Stäben von 1" × 2" (Englischer Querschnitt) wurde der Querschnitt der runden gleich 0·7854 von BD^2 angenommen. Die Stäbe mit der Bezeichnung A und C wurden am selben Tag von derselben Charge gegossen. Jene mit Zeichen B wurden bei anderer Gelegenheit erzeugt; es waren nicht alle Formen ganz fertig, um, wie ursprünglich beabsichtigt, dieselben zu gleicher Zeit zu gießen. Sämtliche Stäbe wurden in Gegenwart unseres Herrn William G. Kirkaldy gegossen.

F. W. HARBORD Esq. F. I. C.
16, Victoria Street, Westminster S. W.

DAVID KIRKALDY and Son.
99, Southwark Street, London S. E.
21. Dez. 1911.

Digitized by Google

Analysen der gegossenen Eisenstäbe aus der Gießerei von den Herren Young & Co. Ld.
Analysen von Edwd. Riley und Harbord.

Probe Nr.	Zeichen	Gesamt Kohlenstoff	Graphitkohle	Gebundener Kohlenstoff	Schwefel	Silizium	Phosphor	Mangan	Arsen	Kupfer
8515	A	3·480	2·700	0·780	0·099	1·405	1·165	0·418		
8518	A	3·406	2·675	0·731	0·096	1·429	1·139	0·416		
8521	A	3·428	2·790	0·738	0·095	1·443	1·110	0·403	0·014	
8516	B	3·450	2·670	0·780	0·098	1·557	1·161	0·422		
8519	B	3·519	2·844	0·622	0·101	1·606	1·047	0·414		
8522	B	3·387	2·684	0·703	0·110	1·617	1·098	0·422	0·011	
8517	C	3·459	2·671	0·795	0·094	1·485	1·144	0·414		
8520	C	3·456	2·684	0·771	0·101	1·433	1·101	0·403		
8523	C	3·466	2·686	0·780	0·098	1·462	1·156	0·406	0·012	
Mittel		3·450	2·711	0·745	0·099	1·493	1·123	0·413	0·012	0·053

Durchschnitts-Analysen von Eisenstäben, erzeugt von den Herren H. Young & Co. Ld. London.

Analyse durchgeführt von	Gesamt Kohlenstoff	Graphitkohle	Gebundener Kohlenstoff	Schwefel	Silizium	Phosphor	Mangan	Arsen	Kupfer
Edwd. Riley and Harbord	3·450	2·711	0·745	0·099	1·493	1·123	0·413	0·012	0·053
Pattinson and Stead .	3·400	2·695	0·705	0·108	1·400	1·117	0·403	0·012	0·047

Durchschnitts-Analysen von Eisenstäben, erzeugt von den Herren Richardsons, Westgarth & Co. Ld. Middlesborough.

Analyse durchgeführt von	Gesamt Kohlenstoff	Graphitkohle	Gebundener Kohlenstoff	Schwefel	Silizium	Phosphor	Mangan	Arsen	Kupfer
Edwd. Riley and Harbord	3·191	2·476	0·715	0·132	1·562	1·233	0·432	0·026	0·024
Pattinson and Stead .	3·160	2·510	0·650	0·128	1·568	1·222	0·431	0·032	0·024

ein etwas geringeres Resultat ergeben, als die deutschen und amerikanischen, welch letztere nahezu identisch sind, daß aber, soferne die ungesunden Stäbe bei den englischen Probestabsätzen

Digitized by Google

ausgeschieden werden, das Mittel derselben um ein geringes höher ist, als jenes der deutschen, als auch der amerikanischen. Es sei bemerkt, daß bei diesen Probereihen die englischen Zugversuche durchgeführt wurden, ohne daß vorher die Gußhaut entfernt wurde, wie dies seit Jahren stets geschieht, während bei den deutschen und amerikanischen Proben die Gußhaut entfernt werden mußte, um entsprechende Probestücke zu erhalten, abgesehen von den in den Lieferungsvorschriften vorgesehenen Forderungen. Wenn man die erzielten Resultate im Ganzen überblickt, so hat es den Anschein, als hätte die Form des Stabes nur geringen Einfluß auf die physikalischen Eigenschaften, soferne der Stab gesund ist, doch dürfte die Wahrnehmung gemacht werden, daß die Feststellung, ob ein Stab gesund ist, bei den mit englischem Querschnitt gegossenen Proben etwas schwieriger ist, als bei den amerikanischen oder deutschen. In Anbetracht der geringen Unterschiede, welche bei Stäben von verschiedener Form zutage traten, glauben die Kommissionsmitglieder nicht, irgend etwas Besonderes empfehlen zu sollen, es sei denn, daß die Ergebnisse es wünschenswert erscheinen lassen, daß jeder Stab, der durch Querbeanspruchung auf seine Durchbiegung untersucht werden soll, nicht kürzer sein möge, als 24 Zoll (610 mm), da bei kürzeren Stäben die Messung mit dem wünschenswerten Grade von Genauigkeit nur sehr schwer möglich ist, ausgenommen mit besonders feinen Meßinstrumenten und da jeder kleine Beobachtungs-Fehler, wie solche bei den in der Hütte bestehenden Erprobungsverhältnissen leicht unterlaufen können, durch Verwendung kürzerer Stäbe eine starke Vergrößerung erfährt.

Den Dank des Verbandes haben sich insbesondere die Herren Richardsons, Westgarth & Co., Middlesborough und die Herren Young & Co., London, verdient, die nicht nur die Stäbe vollkommen frei gießen ließen, sondern auch persönliches Interesse daran nahmen, daß nur tadellose Gußstücke ausgewählt und alle Stäbe unter ganz gleichen Verhältnissen gegossen wurden.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VI5

EIN VORSCHLAG ZUR HERSTELLUNG VON VERSUCHSSTÄBEN AUS HÄRTBAREM GUSS.

Von **Thos. D. West**, Cleveland (Ohio).

(Übersetzt von J. Scholz.)

Diese Abhandlung bringt ein neuartiges System zur Durchführung von vergleichenden Versuchen bezüglich des Schwindens, der Durchbiegung und der Festigkeit von härtbarem (Schalen-) Guß in seinen beiden Arten, wie: Hartguß oder weißer Guß und Grauguß.

Der Verfasser experimentierte in den letzten zwei Jahren mit härtbarem Guß in Gießereien und stellte eine Spezialität von Hartguß her. Dies führte ihn zur Erkenntnis der Wichtigkeit eines Versuchssystems, das die Beziehung zwischen den physikalischen Eigenschaften der weißen und grauen Phase ein und desselben Materiales veranschaulicht, besonders für gehärtete Waggonräder und Walzen (Hartgußräder und Hartgußwalzen).

Bei Aufstellung dieses neuen Systems handelte es sich nicht bloß darum, Methoden zum Studium und möglicherweise zur Verbesserung der Zähigkeit und Festigkeit des weißen Eisens zu schaffen, ohne dabei die Gewinnung grauen oder halbierten Eisens aus demselben Abstich oder Abguß zu beeinträchtigen, sondern auch um Festlegung eines Prüfungsverfahrens, das geeignet ist, zur Annahme einheitlicher Vorschriften für die Erprobung von härtbarem (Schalen-) Guß zu führen.

Denn bevor nicht einige praktisch brauchbare Probestabformen und Größen als Normalprobestäbe sowie einheitliche Prüfungsmethoden für Hartguß angenommen worden sind, wird

Digitized by Google

ein ernster nach positiven Ergebnissen strebender Forscher wenig Befriedigung im Studium von Versuchsaufzeichnungen oder im Vergleich seiner eigenen Proberesultate mit solchen anderer finden.

Runde Stäbe stehend gegossen.

Der erste wichtige Faktor, der in diesem Prüfungssystem Berücksichtigung findet, besteht im Gebrauche runder, stehend gegossener Stäbe, die den viereckigen, liegend gegossenen vorzuziehen sind. Der runde, stehend gegossene Stab besitzt, abgesehen davon, daß er die größte Dichtheit in den Bruchflächen sichert, eine Form, welche am wenigsten durch Abweichungen in der Gießtemperatur des Gußmateriales, durch die Feuchtigkeit und das Korn des Sandes und durch die Unregelmäßigkeiten bei den Manipulationen des Gießers und solche bei den allgemeinen Herstellungsarbeiten des Probestabes leidet. In bezug auf die Fehler-

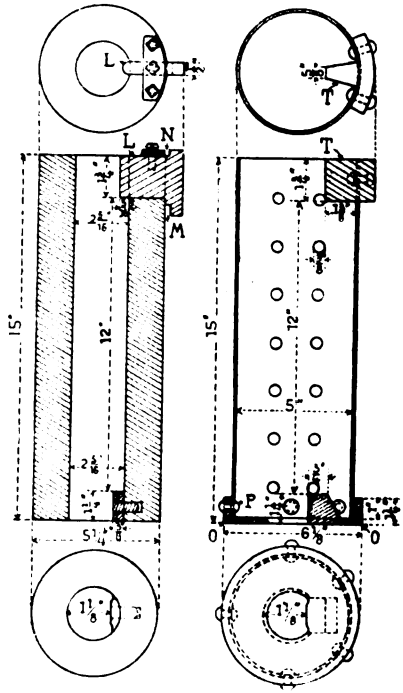


Fig. 1. Fig. 2.

Skizze einer Kokille und eines Formkastens zum Guß eines Probestabes in weißem und grauem Eisenguß.

Digitized by Google

freiheit des Gusses muß man sagen, daß nichts so ärgerlich ist, als wenn man den Versuchsstäben viel Sorgfalt und Arbeit widmet und dann finden muß, daß die Bruchfläche Schwindlöcher, Blasen und Sandeinschlüsse zeigt.

Eine erprobte Verbesserung für die Auflagerung von Rundstäben.

Gegen runde Stäbe wurde die Einwendung erhoben, daß sie keine gute Auflagerung bei der Erprobung ermöglichen. Die 3 Schneiden-Lagerungen, siehe A, B und C, Fig. 9, nehmen diesen Einwendungen jede Berechtigung und geben tatsächlich eine Auflagerung, welche diejenigen, die sich für unfertige oder rohe viereckige Stäbe als vorteilhaft erwiesen haben, noch übertreffen. Die 3 Schneiden-Lagerung schützt gegen die Torsionsbeanspruchung bei Versuchen mit fertiggestellten und rohen Stäben.

Wie das Schwindmaß gefunden wird.

Viel Studium wurde darauf verwendet, Mittel zu finden, welche die Richtigkeit des gefundenen vertikalen Schwindens des Versuchsstabes garantieren. Das Schwindmaß wird erhalten durch Abmessen der Distanz zwischen den Anschlägen D und E (Fig. 8) für die ungehärteten (aus grauem Eisen) und zwischen den Anschlägen F und G (Fig. 9) für die gehärteten (aus weißem Eisen) Stäbe und durch Subtraktion der erhaltenen Maße von den ursprünglichen Maßen in den Formen, d. i. von den Distanzen zwischen den Anschlägen J—K und H—I (Fig. 6). Sollten Feststellungen des Schwindmaßes nicht gewünscht werden, dann können die Vorkehrungen für diese Meßpunkte weggelassen werden und die Kokille kann vollständig glatt sein.

Wenn man Meßpunkte vorbereitet, um bei der Kokille Fig. 1 das Schwindmaß zu finden, ist es notwendig, daß das den Anschlag bildende Formstück herausgenommen oder zurückgeschoben werden kann, um den Versuchsstab aus der Kokille bringen zu können (Fig. 1 und 2). Bei der vorstehenden Zeichnung wird der Arm L durch Eintreiben eines Gabelkeiles Fig. 4 in den Raum M—N, Fig. 1, geschoben. Um einen weiteren Stab gießen zu können, muß der Arm L in die dargestellte Lage zurückgestoßen werden.

Will man das Schwinden der grauen Versuchsstäbe erhalten, so muß eine Fußplatte O (Fig. 2) an ein fünfzölliges schmied-

Digitized by Google

eisernes Rohr P genietet werden. Eine Fußplatte in der gezeichneten Stärke müßte aus Stahl hergestellt sein; wenn aus Guß, müßte sie stärker angefertigt werden. Die untere Seite dieser Fußplatte soll eben bearbeitet sein, so daß sie wagrecht und fest auf der Grundplatte Q, Fig. 6, aufsitzen kann. In gleicher Weise muß der Kokillenunterteil glatt bearbeitet sein. Dadurch wird die Bildung von Gußnähten am untern Teil der Versuchsstäbe vermieden, durch die, speziell bei Stäben aus weißem Guß, Gußschäden verursacht werden können.

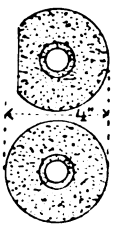


Fig. 3.

Fig. 4.

Fig. 5.

Beim Formen des Anschlages, wie am grauen Stabe bei R (Fig. 8) und bei J (Fig. 6) wird der Punkt S des Formstückes Fig. 5 in den Formsand gepreßt, nachdem man vorher das Stabmodell durch Gleiten über das unbeweglich festgenietete Kopfstück T (Fig. 2 und 6), herausgezogen hat. (Fig. 3, 4 und 5.)

Sobald die Anschlagstellen in ihrer Lage gesichert sind (selbe sollen 12 engl. Zoll — 305 mm — voneinander entfernt sein), sollen genaue Maße ihrer Entfernung bis auf $^1/_{100}$" (0·25 mm) genommen werden. Dies ist notwendig, um die genaue Größe des Schwindens zu finden.

Vergleiche zwischen runden und viereckigen Stäben.

Um die richtige Größe für den runden Stab zu bestimmen, wurden verschiedene Untersuchungen angestellt. Es zeigte sich, daß ein im Durchmesser $2^1/_4$zölliger (57·1 mm) runder Stab im allgemeinen den Bedingungen für härtbaren (Schalen-) Guß mit einem Siliziumgehalt von 0·50 bis 0·90% und dem für Hartguß allgemeinen üblichen Gesamtgehalt an Kohlenstoff, Schwefel und Mangan genügt. Diese Mengen Siliziums finden sich beinahe in allen tiefgehärteten Güssen, speziell bei Waggonrädern und Walzen.

Digitized by Google

Ein Stab von 2·267" (57·4 mm) Durchmesser ist flächengleich einem viereckigen Stab von 2" (50·8 mm) Seitenlänge. Ein runder Stab, dessen Durchmesser mit ungefähr $2^1/_4$" (57·2 mm) Durchmesser angenommen wird, eignet sich gut zur Anstellung von Vergleichsversuchen mit einem zweizölligen quadratischen Stabe, wie er für gewisse besondere Untersuchungen empfehlenswert erscheint. Das Maß von $2^5/_{16}$" (58·75 mm), welches als Durchmesser der Kokillenbohrung Fig. 1 gegeben ist, gestattet genau $^8/_{64}$" (1·2 mm) für das horizontale Schwinden des Weißeisengußstabes. Dieses Schwinden wird ein leichtes Herausnehmen des Stabes aus der Kokille gestatten.

Zeichnung der Kokillen zur Herstellung von Versuchsstäben aus weißem Gußeisen.

Um durchwegs gehärtete oder weiße Versuchsstäbe zu erhalten, muß eine durchaus metallische Kokille oder Schale zum

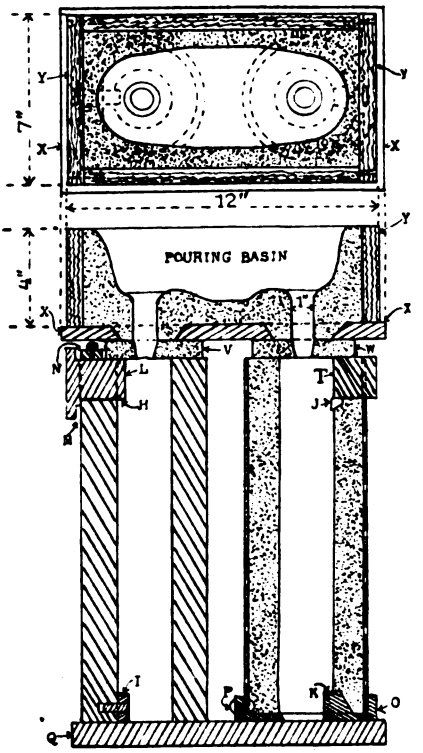


Fig. 6.
Kokille und Sandform, gußbereit. Pouring Bassin — Eingußbassin.

Digitized by Google

Guß verwendet werden. Zur Herstellung der weißen Stäbe für die Versuche des Autors wurden die Kokillen in Hälften verfertigt und mit Bolzen und Klammern zusammengehalten (Fig. 6). Jedoch selbst bei bester Maschinenarbeit und bei größter Sorgfalt in der Befestigung der beiden Teile besteht doch immer mehr oder weniger die Gefahr, Gußnähte an den Stäben zu erhalten. Diese Gußnähte können aus dem Grunde, weil sie das natürliche Schwinden des Materiales zurückhalten, Sprünge und unsichtbare Anbrüche verursachen, wodurch oft verhindert wird, daß ein Stab bei der Erprobung seine volle Festigkeit oder Durchbiegung zeigt.

Die Erfahrung des Autors geht dahin, die Kokille, wie sie aus Fig. 1 ersichtlich ist, als Bestes für den allgemeinen Gebrauch zu empfehlen. Eine solche Kokille kann durch Ausbohren eines Eisen- oder Gußstahlkernes erhalten werden, vorausgesetzt, daß eine vollkommen reine und glatte Bohrung erhältlich ist. Man kann hiezu auch ein Stück massiver Welle verwenden, selbst wenn der Außendurchmesser $^1/_2$" mehr oder weniger beträgt, als in Fig. 1 angegeben ist.

Um die Gefahr einer unvollkommenen Bohrung zu vermeiden, kann man die Kokillenform der Länge nach in zwei oder drei Schnitten herstellen, welche bei eingedrehten Sitzen engpassende Verbindungen haben.

Beim Anfertigen solcher Schnitte sollte keine Verbindung innerhalb eines Abstandes von 2" von jenem Querschnitte liegen, in welchem ein Stab beim Versuche brechen kann. Diese Art einer Schnittkokille würde gestatten, daß ihr oberes Ende so konstruiert werden könnte, wie es Fig. 1 für das untere Ende zeigt, wodurch die Notwendigkeit, das bewegliche Stück L (Fig. 1) und den Gabelkeil (Fig. 4) zu haben, vermieden würde.

Modell und Form für die Graugußversuchsstäbe.

Das Holzmodell (Fig. 7) ist 18" (457 mm) lang, damit die überstehenden 3" (76 mm) des oberen Teiles als Angriffsstelle dienen, um das Modell herauszuziehen. Das untere Ende des Modelles ist von gleicher Form wie der innere Teil der Fußplatte O (Fig. 2).

Der Oberteil des Modelles hat, wie ersichtlich, einen Durchmesser von $2^1/_4$" (57·1 mm) und der Unterteil einen solchen von

Digitized by Google

$2^{3}/_{16}$" (55·5 mm), um durch die Konizität das Herausziehen zu ermöglichen. Der mittlere Durchmesser des Modelles, obgleich um zirka $^{3}/_{32}$" (2·4 mm) kleiner als der Kokilleninnendurchmesser, gibt einen grauen Stab von fast der gleichen Abmessung wie jene des

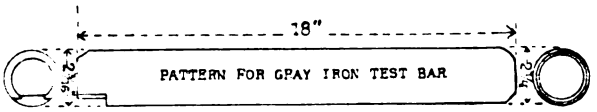


Fig. 7.
Modell eines Grauguß-Probestabes.

Weißeisenstabes. Dies ist die Folge der Formvergrößerung durch das Entfernen des Modelles, des hydrostatischen Druckes des Materiales beim Einfließen in die Form und auch des ungleichen Horizontalschwindens der grauen ungehärteten und weißen gehärteten Stäbe aus demselben Materiale.

Da die Außenseiten der Form mit Eisen umhüllt sind, kann die Form entweder aus fettem oder magerem Sand gemacht sein. Doch wenn letzteres der Fall ist, muß auf den homogenen Zustand des Sandes und gleichmäßiges Stampfen besonderes Augenmerk gerichtet werden, damit keine Unebenheiten an den Stäben entstehen.

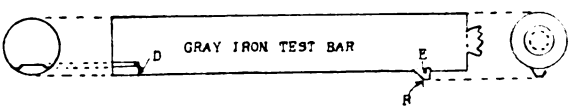


Fig. 8.
Grauguß-Probestab.

In Fällen, wo die Vergleichsstadien des weißen mit dem grauen Materiale auf die Auffindung kleinster Änderungen abzielen oder falls der Siliziumgehalt unter 0·70% ist, wird die Form am besten durch fetten Sand hergestellt. Derselbe empfiehlt sich auch, wenn Neulinge mit der Herstellung der Form betraut werden.

Das 5zöllige (127 mm) schmiedeiserne Rohr, in welchem $^{3}/_{8}$zöllige (9·5 mm) Löcher vorgesehen sind, sorgt für die Lüftung der Form. Die Kokille muß frei von Rost sein und darf nie befeuchtet werden. Ein zeitweises Überziehen der Innenfläche mit einem sehr leichten Überzug von dünnem Öl oder regulärem Waggonräder-Kokillenfirnis ist empfehlenswert.

Digitized by Google

Das Eingießen der Stäbe.

Nachdem die Kokille und die Sandform vorbereitet sind, werden beide auf die Grundplatte Q, Fig. 6, gestellt, wobei genau darauf zu achten ist, daß nicht feiner Sand oder Staub darauf lagert, der ein enges Aneinanderpassen der Körper hindert und damit die Bildung von Gußnähten am unteren Teile des Stabes ermöglicht. Nachdem die Kokille und die Sandform vorbereitet sind, werden die Aufsatzplatten, Fig. 3, in ihre bei V und W in Fig. 6 ersichtliche Lage gebracht. Auf diese wird in der dargestellten Weise eine Eisenplatte X aufgesetzt; dann werden Paßdorne in die Löcher der Aufsatzplatten V und W eingesetzt und der Eingußkasten Y in seine Stellung gebracht.

Das Eingußbassin, das aus magerem Sande geformt ist, soll von genügender Größe sein, um die erforderliche Gußmasse fassen

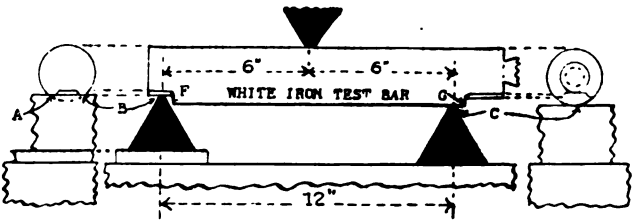


Fig. 9.
Weißguß-Probestab.

zu können. Das Eingußbassin muß rasch gefüllt werden, um zu verhüten, daß irgendein Schmutz oder Schlacke mit der Gußmasse in die Formen fließt.

Die Eingußkanäle sind mit 1" Durchmesser vorgesehen. Dieses geringe Maß verhindert, daß Unreinigkeiten in die Form kommen, und erleichtert gleichzeitig das Wegbrechen des Aufgusses beim Reinigen des Versuchsstabes. Durch die geringe Dimensionierung wird wohl leicht die Entstehung von Schwindlöchern in den Oberteilen der Stäbe ermöglicht. Dies ist aber kein ernstlicher Mangel, sondern ist dies noch besser, als die Eingußkanäle, um solche Schwindlöcher sicher zu vermeiden, so groß zu halten, daß die Gefahr einer Beschädigung der Versuchsstäbe beim Wegbrechen der Aufgüsse besteht. Eine kleine Speisestange (Rohrstück) kann zum Speisen der Form und zum Dichtmachen der Staboberteile verwendet werden. Um sich dieser jedoch mit Vorteil zu bedienen, bedarf es großer Erfahrung.

Digitized by Google

Ein mit $1^1/_4$" (31·7 mm) Durchmesser dimensionierter Eingußkanal kann besonders für den ganzgehärteten Stab verwendet werden, um die Bildung von Schwindlöchern zu verhindern. In diesem Falle muß jedoch beim Abschäumen und Abschlagen des Aufgusses äußerste Vorsicht angewendet werden.

Während im vorliegenden Falle, wie in Fig. 6 ersichtlich ist, zwei Formen, zur Sicherung gleicher Temperatur der Gußmasse in diesen beiden, von dem gleichen Eingußbassin gefüllt werden, gibt es viele Fälle, wo sie unabhängig voneinander gefüllt werden können. Beim getrennten Gießen mit dem gleichen Gießlöffel können die Formen so enge aneinander sein, daß bloß ein Unterschied von 5 bis 10 Sekunden zwischen dem Eingießen derselben besteht. Beim Eingießen einer Form nach der anderen können die Oberteile der Aufsatzplatten, Fig. 3, zur Haubenform ausgebildet werden, um hiedurch ein kleines Eingußbassin in Verbindung mit dem Einlaßkanal zu erhalten. Zur Arbeitsvereinfachung können die die Form abschließenden Aufsatzplatten in manchen Fällen weggelassen und die Gußmasse direkt vom Gußlöffel in die Form eingegossen werden. In diesem Falle ist Vorsicht nötig, damit die tropfende Gußmasse nicht die Seiten der Form streift und die Form nicht höher als $^1/_4$" (6·3 mm) oder $^1/_2$" (12·7 mm) unterhalb des Randes gefüllt wird, damit ein Überfließen und die damit verbundene Bildung einer Gußnaht am oberen Teile des Versuchsstabes vermieden werde.

Das hier befürwortete System ist nicht bloß auf Ideen, sondern hauptsächlich auf tatsächlich durchgeführte Versuche aufgebaut und in der normalen Werkstättenpraxis erprobt. Die Kokillen, die bei diesen Versuchen verwendet wurden, waren nach des Autors Zeichnungen angefertigt und wurden gütigst von dem Herrn Übernahmsingenieur H. E. Smith der Lake Shore & Michigan Southern R. R. in Collinwood (Ohio) beigestellt. Für die Lieferung des härtebaren Gußmetalles und für die Gelegenheit, das System prüfen zu können, ist der National Car Wheel Co. in Cleveland (Ohio) zu danken.

Ein Bericht, der die Nützlichkeit des vorbeschriebenen Prüfungssystems behandelt, ist vom Autor unter dem Titel „Researches in and Tests of Chillable Irons" (Untersuchungen und Proben mit härtbarem Guß) der Am. Soc. of Mech. Engineers at Cleveland (Ohio, May 1912) vorgelegt worden.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VI 6

TYPISCH AMERIKANISCHE VERWENDUNGSARTEN DES GUSSEISENS UND DIE AUF SIE ANWENDBAREN PRÜFVERFAHREN.

Von **John Jermain Porter**, Staunton, Va.

(Übersetzt von Th. Scharff.)

Die Gießereipraxis hat in Amerika große Fortschritte gemacht. Sie ist vom Stadium der Empirie zum Stadium des nach wissenschaftlichen Grundsätzen geregelten Betriebes übergegangen. Ein äußerst wichtiger Umstand, die Anwendung der chemischen Analyse als Grundlage für das Mischen der Eisensorten, ist jetzt in der Praxis allgemein eingeführt, aber manches bleibt noch hinsichtlich der wirksameren Anwendung der Chemie zu tun übrig, sowie auch hinsichtlich der Einführung weiterer wissenschaftlicher Kontrollverfahren.

Man gelangt jetzt ganz allgemein zu der Erkenntnis, daß die chemische Zusammensetzung nicht der einzige ausschlaggebende Faktor für die Eigenschaften des Gußeisens ist. Aber obgleich die Bedeutung der Gefügebeschaffenheit bekannt ist, wird den metallographischen Verfahren von seiten der Gießereien und der Abnehmer von Gußwaren sehr wenig Aufmerksamkeit geschenkt. Tatsächlich ist das Mikroskop von Forschern mit beachtenswerten Erfolgen zur Untersuchung von Gußeisen benutzt worden, aber dies Kontrollverfahren hat sich bis jetzt noch nicht so allgemein in der Praxis eingebürgert wie bei der Prüfung von Flußeisen. Die beiden Gründe, denen man augenscheinlich diese Vernachlässigung zuschreiben kann, sind: erstens die Tatsache, daß Gießereien, die in kleinerem Umfange betrieben werden, in der Regel, wenn

Digitized by Google

man jede Anlage für sich nimmt, über weniger technische Kenntnisse verfügen und zweitens, daß das kompliziertere Gefüge des Gußeisens die Beurteilung seines Kleingefüges viel schwieriger gestaltet. Es ist wahrscheinlich, daß der in der nächsten Zukunft bevorstehende Fortschritt in der Metallurgie sich zum großen Teil in dieser Richtung bewegen wird.

Die Erkenntnis, daß Sauerstoff und Stickstoff im Gußeisen vorkommen können und für einige in anderer Weise nicht zu erklärende Erscheinungen verantwortlich zu machen sind, gewinnt unter praktischen Gießereifachleuten an Boden und Mittel zur Ausschaltung dieser Elemente werden vielfach eingeführt. Noch größere Sorgfalt wird dem Kupolofen-Prozeß gewidmet und die Verwendung von Ferromangan, Silizium, Vanadium und Titan als desoxydierende Mittel nimmt schnell zu. Eisenlegierungen werden ebenfalls recht ausgiebig benutzt, um die Zusammensetzung des Eisens im Gießlöffel zu verbessern.

Da Gußeisen zu ganz verschiedenen Zwecken Verwendung findet, so ist es einleuchtend, daß die Eigenschaften, durch die sein Wert gemessen und die Proben, denen es unterworfen wird, für jede Sorte von Gußwaren verschieden sein sollten. Es ist daher notwendig, jede Sorte einzeln zu betrachten. Diese Tatsache wird nach der landläufigen Praxis in der Regel nicht gebührend berücksichtigt und fast die einzige Probe, die allgemein angewendet wird, ist die auf Schub- oder Zugfestigkeit, obgleich diese Eigenschaft in vielen oder vielleicht in der Mehrzahl der Fälle nicht die wichtigste ist. Es gibt in diesem Lande nur wenige Gießereien, die der Hervorbringung besonderer Eigenschaften in diesem Material ihre Aufmerksamkeit zuwenden und für die meisten Eisengießer so gut wie Abnehmer ist Gußeisen einfach Gußeisen und ein Gußstück genügt, wenn es dem Modell getreu und frei von sichtbaren Mängeln ist.

Die folgenden Abschnitte dieser Arbeit sollen einige, den Vereinigten Staaten eigene Verwendungsarten des Gußeisens, die erforderlichen Materialeigenschaften, neuere Fortschritte zur Befriedigung dieser Bedürfnisse und die Versuche behandeln, die nötig sind, um die gewünschten Eigenschaften festzustellen.

I. Maschinenguß.

Ein erheblicher Prozentsatz an Maschinenteilen wird aus Gußeisen hergestellt Das Material ist wegen der Leichtigkeit, mit der

Digitized by Google

es in die gewünschte Form gegossen und maschinell bearbeitet werden kann, für diesen Verwendungszweck besonders geeignet. Die wichtigeren, für Maschinenguß gewünschten Eigenschaften sind Weichheit, Festigkeit und ein feinkörniges Gefüge, dazu natürlich Freisein von sichtbaren Mängeln wie Gußblasen, Sprüngen, Hohlräumen infolge Schwindens usw.

Es ist leicht, weichen Guß hervorzubringen, aber die Herstellung eines Materiales, das die Eigenschaft leichter Bearbeitbarkeit mit Festigkeit und dichtem Korn vereinigt, wie es von einigen Abnehmern verlangt wird, hat sich als eine schwer zu erfüllende Aufgabe für manche Gießereien erwiesen. Besonders trifft dies zu auf die Dichtigkeit des Kornes und auf die Politurfähigkeit, die an vielen fertigen Teilen so erwünscht ist. Die Aufgabe ist auf verschiedene Weise gelöst. Die Verwendung von Holzkohleneisen ist das eine Verfahren; es ist befriedigend, abgesehen vom Kostenpunkt. Es hat sich herausgestellt, daß bestimmte Brände von Roheisen bei gleicher Weichheit größere Festigkeit und dichteres Gefüge liefern als andere und die Kenntnis solcher Beschickungen ist ein wertvolles Guthaben für den praktischen Eisengießer. Ein anderes Verfahren besteht im Zusatz von Eisenabfall zum Ofengut, wobei man das sogenannte halbierte Eisen erzeugt, das ein dichteres Gefüge und beträchtlich höhere Festigkeit ergibt, ohne Unterschied im Material bei seiner Zusammensetzung. Die Behandlung des Metalles mit bestimmten Eisenlegierungen hat sich in dieser Beziehung ebenfalls als vorteilhaft erwiesen.

Das Kaufen von Maschinenguß würde sich erheblich vereinfachen, wenn feststehende Grenzen für Härte, Festigkeit und Körnung angegeben werden könnten. Zufriedenstellende Verfahren für die Härteprüfung hat man in der Bohrprobe und im Skleroskop von Shore gefunden, während die meisten der verschiedenen anderen in Vorschlag gebrachten Verfahren für die Anwendung im Betriebe zu unbequem sind. Die Bohrprobe, die bekanntlich die tatsächliche maschinelle Bearbeitung nachahmt, gibt die zuverlässigeren Resultate, während das Skleroskop den Vorteil besitzt, daß es unmittelbar am Gußstück angewendet werden kann, ohne dasselbe irgendwie zu verletzen.

Für die Festigkeitsprüfung von Gußeisen stehen die gewöhnlichen Scher-, Zug- und Druckversuche zur Verfügung, von denen der ersteren nach Meinung des Verfassers den Vorzug verdient. Bei

Digitized by Google

der Prüfung auf Festigkeit (und bei der auf Härte) darf man nicht vergessen, daß die Eigenschaften des Gußeisens zum Teil von der Dicke des Querschnittes abhängen und daß daher in Fällen, wo es unmöglich ist, das Gußstück selbst zu prüfen, das Probestück dem Querschnitte des Gußstückes wenigstens nahekommen sollte. Wahrscheinlich ließen sich drei Normengrößen der Probestäbe wählen, um die drei Klassen des leichten, mittleren und schweren Gusses darzustellen. Die zerbrochenen Stücke dieser Stäbe könnten dann für die Bohrprobe zur Feststellung der Härte benutzt werden.

In bezug auf Körnung gibt es keine praktische Probe: ein schwerwiegender Mangel, da diese Eigenschaft in manchen Fällen von der größten Bedeutung ist. Vielleicht ließe sich etwas erreichen mit einem Planimeter, wenn man ihn für eine mikrophotographische Aufnahme in bestimmter Vergrößerung benutzt. Eine rohe Prüfung, die aber in einigen Fällen von Wert ist, läßt sich durch den Vergleich des Bruchaussehens eines gebrochenen Probestabes mit einer Skala, die aus früher zerbrochenen Probestäben von verschiedener Körnung zusammengestellt ist, vornehmen.

Das Freisein von Gußblasen und anderen Gußfehlern wird am besten durch Besichtigung festgestellt. Leider gibt es kein Verfahren, um das Innere eines Gußstückes in Augenschein zu nehmen, ohne es zu zerstören. Wenn die Neigung des Gußeisens zum Schwinden, zu Gußblasen usw. auch leicht geprüft werden kann, so würden solche Proben doch von zweifelhaftem Werte sein, da diese Übel oft, wenn nicht durchweg, auf fehlerhaftes Formen und Gießen zurückzuführen sind.

II. Wasserkraftmaschinen.

Gußeisen wird noch sehr allgemein für Anlagen dieser Art gebraucht wegen der Leichtigkeit, mit der es sich in die gewünschte Form bringen läßt, obgleich es nicht an Versuchen fehlt, bei sehr hohen Pressungen Flußeisen an seine Stelle zu setzen. Die im Metalle vorausgesetzten Eigenschaften sind ziemlich die gleichen wie im vorhergehenden Falle, abgesehen davon, daß sie ihrer Bedeutung nach in einer anderen Reihenfolge stehen, da Dichtigkeit und Freisein von Hohlräumen infolge Schwindens und von blasigen Stellen in erster Linie in Betracht kommen. Um eine Vereinigung von Dichtigkeit mit Festigkeit und leichter Bearbeitbarkeit zu erhalten,

Digitized by Google

werden auch ungefähr die gleichen Mittel angewendet. Aber da die Dichtigkeit in diesem Falle von größerer Bedeutung ist, ist die Anwendung besonderer Mittel, wie Holzkohleneisen, Eisenspäne und Eisenlegierungen häufiger.

Die unmittelbarste und zufriedenstellendste Probe für hydraulische Apparate ist die, das Gußstück selbst irgendeiner festgesetzten Kraftwasserpressung auszusetzen. In manchen Fällen jedoch kann das Gußstück nicht so geprüft werden, ohne einen beträchtlichen Aufwand an kostspieliger Maschinenarbeit zu erfordern, und für diesen Fall erscheint es ratsam, die oben beschriebenen Festigkeits- und Härteprüfungen festzusetzen. Die Härteprobe sollte in jedem Falle angewendet werden, da die Widerstandsfähigkeit gegen Innendruck natürlich keine Aufklärung über die hinsichtlich der Bearbeitung wichtigen Eigenschaften gibt. Eine Prüfung der Gefügebeschaffenheit würde bei Apparaten dieser Art besonders wertvoll sein.

III. Elektrische Maschinen.

Für Teile, bei denen hohes elektrisches Leitvermögen in erster Linie von Wichtigkeit ist, ist Gußeisen in weitgehendem Maße durch Flußeisen ersetzt worden. Aber in der Mehrzahl der Fälle behauptet es sich noch mit Rücksicht auf seine leichtere Formgebung. Obgleich das Leitvermögen des Gußeisens stets gering ist im Vergleich mit dem der reineren Eisensorten, so kann es doch erheblich verbessert werden, indem man den Mangangehalt sehr niedrig und den Gehalt an Silizium recht hoch hält. In der Praxis wird jedoch dieser Eigenschaft gewöhnlich nicht viel Aufmerksamkeit geschenkt, da die größere Zahl von Gußstücken zu Maschinenteilen benutzt wird, in denen die magnetischen Kraftlinien nicht fließen. Daher unterscheiden sich die Anforderungen nicht von denen für gewöhnlichen Maschinenguß.

Bei Gußstücken für elektrische Zwecke sollte eine Probe in bezug auf das Leitvermögen im Zusammenhang mit Festigkeits- und Härteprüfungen zur Bestimmung der Güte des Materiales ausreichen. Da das Leitvermögen anscheinend in recht naher Beziehung zur chemischen Zusammensetzung steht, dürfte es angängig sein, wenn es auch sicherlich weniger befriedigt, Regeln für die Analyse aufzustellen statt für das Leitvermögen direkt.

Digitized by Google

IV. Gußstücke, die der Hitze und chemischen Einflüssen zu widerstehen haben.

Unter diese Überschrift fallen Gußstücke ganz verschiedener Art; die bekanntesten Beispiele sind wahrscheinlich Ingotformen und Roststäbe. Nur wenige Gießereien schenken der Herstellung von Guß mit diesen besonderen Eigenschaften Beachtung. Auch ist im allgemeinen hierüber wenig Aufklärung zu erhalten. Roststäbe z. B. werden gewöhnlich aus dem denkbar billigsten Guß gegossen ohne Rücksicht auf ihre Eignung für den Betrieb. Was andererseits Ingotformen anbelangt, so bemüht man sich etwas, die besondere Eigenschaft der Widerstandsfähigkeit gegen Hitze zu erzielen. Für diesen Zweck wird stets ein Eisen mit geringem Phosphorgehalt gebraucht.

Prüfungen von Gußeisen auf Widerstandsfähigkeit gegen Hitze und chemische Einflüsse sind nicht allgemein in Anwendung. Es ist eine sehr schwierige Aufgabe, in bezug auf Hitzebeständigkeit ein einziges Prüfverfahren zu ersinnen, das für alle Sorten von Gußstücken dienen soll, da die Einwirkungen der Hitze sich auf mehrere verschiedene Weisen zu erkennen geben. Die chemische Analyse kann mit Vorteil in einigen Fällen angewendet werden, da der Schmelzpunkt des Gußeisens hauptsächlich von diesem Faktor abhängt. Das Widerstandsvermögen gegen die Einwirkung von Chemikalien kann unmittelbar ohne große Schwierigkeiten in einer Weise geprüft werden, die dem bei Flußeisen gebräuchlichen beschleunigten Rostversuch ähnlich ist. Übrigens ist die Normierung aller Grundlagen für die Vornahme solcher Prüfungen sehr nötig, um vergleichbare Ergebnisse zu erhalten.

V. Hartguß-Wagenräder.

Diese bilden eine der interessantesten Anwendungen des Gußeisens in der amerikanischen Gießereipraxis. Die Betriebsbedingungen für diese Räder sind sehr schwere. Die Last auf einem einzelnen Rade steigt oft auf 4500 bis 9000 kg. Sie sind beständig heftigen Stoßwirkungen ausgesetzt infolge des Schlagens an den Schienenstößen. Die Reibung der Bremsklötze ruft hohe Wärmespannungen in der Lauffläche hervor. Endlich verlangen die Abnehmer dieser Räder, daß sie eine hohe Widerstandsfähigkeit gegen Abnutzung besitzen. Die Natur des Betriebes bringt es mit sich, daß irgendein Fehler von sehr ernsten Folgen begleitet

Digitized by Google

sein kann. Die größte Sorgfalt muß daher darauf verwendet werden, sich ein gleichmäßig hochwertiges Erzeugnis zu sichern.

Die gewünschten Resultate werden durch die Anwendung von besonderen Materialien und durch besondere Gießverfahren hervorgebracht. Früher wurde ausschließlich Holzkohleneisen für diese Zwecke verwendet, jetzt aber kommt Roheisen für die Beschickung stark in Aufnahme. Das Problem hochwertiger Beschickung ist infolge der Notwendigkeit, die alten Räder mit ihrem in der Regel hohen Schwefelgehalt wieder einschmelzen zu müssen, sehr verwickelt. Ein Gegenmittel gegen den außerordentlich hohen Betrag an Eisenabfall, der oftmals notwendig ist, hat sich zum Teil im Zusatz von Ferromangan gefunden. Man hat auch mit der Anwendung von Ferrotitan recht ermutigende Resultate erzielt.

Die besonderen Gießverfahren bestehen im Gebrauch einer Schale zum Abschrecken in dem Teil der Form, der die Lauffläche des Rades bildet. Dies Verfahren ist oft beschrieben worden und bedarf keiner weiteren Erörterung. Mit dem richtigen Gehalt an Silizium ergibt dies eine bis auf eine Tiefe von ungefähr 2 cm abgeschreckte Lauffläche, unter der sich zähes, graues Eisen befindet. Die abgeschreckte Lauffläche ist natürlich von bedeutender Härte und außerordentlich widerstandsfähig gegen Abnutzung, während das Rad im ganzen sehr zäh ist und sich im Betriebe im hohen Grade zufriedenstellend bewährt hat. Flußstahlräder, die für Personenwagen schon lange im Gebrauche sind, sind kürzlich für Güterwagen von sehr hoher Tragfähigkeit als Ersatz gewählt worden. Sie sind jedoch viel teurer und haben sich in manchen Fällen, was die Abnutzung anbelangt, nicht ausreichend bewährt, so daß alle Anzeichen dafür sprechen, daß das Gußeisenrad sich noch für eine lange Zeit behaupten wird.

Die Lieferungsbedingungen und Proben, die für Eisenbahnwagenräder vorgeschrieben sind, sind so oft veröffentlicht und so leicht erhältlich, daß sie nicht ausfürlich wiederholt zu werden brauchen. Kurz zusammengefaßt: Die Prüfungen werden an einer bestimmten Zahl von Gußstücken selbst vorgenommen und bestehen hauptsächlich in einer Schlagprobe, um den Widerstand gegen Stoß und Erschütterungen zu messen, in einer Hitzeprobe, bei der man geschmolzenes Eisen rund um die Lauffläche des Rades gießt, um den Widerstand gegen Wärmespannungen zu messen, und in Messungen zur genauen Feststellung der Abmessungen. Wie mir

Digitized by Google

scheint, könnte eine Härteprobe auf der abgeschreckten Fläche zweckmäßig hinzugefügt werden, angesichts der bekannten Unterschiede in der Härte von Hartguß. Eine Probe in bezug auf Abnutzung würde noch besser sein, aber es steht kein befriedigendes Prüfverfahren dieser Art in Aussicht.

VI. Hartgußwalzen für Walzwerke.

Walzen aus Gußeisen behaupten sich noch in Blechwalzwerken und für einige Vollendungsarbeiten anderer Art, während Gußeisen für schwereren Betrieb ganz allgemein durch Flußstahl ersetzt worden ist. Bei dieser Art der Verwendung sind die Betriebsbedingungen denen nicht ungleich, wie sie Eisenbahnwagen unterworfen sind, sie sind sogar noch schwerer, was die Wärmespannungen anbelangt. Überdies sind die Anfangs-Schwindspannungen in Anbetracht der großen Stärkeabmessungen der Gußstücke sehr groß. Die Verwendung von Holzkohleneisen allererster Qualität im Verein mit dem Umschmelzen im Flammofen wird allgemein als notwendig für die erfolgreiche Herstellung von Hartgußwalzen anerkannt, hauptsächlich mit Rücksicht auf die Gefahr des Springens infolge von Wärmespannungen. Es wird berichtet, daß die Verwendung von Vanadium in Hartgußwalzen deren Widerstandsfähigkeit gegen Abnutzung erheblich steigert.

Für Gußstücke dieser Art sind befriedigende Prüfverfahren nicht in Aussicht genommen. Daß irgendwelche Versuche von Wert sein könnten, die nicht an den Walzen selbst vorgenommen werden, erscheint wenig einleuchtend, und wenn es auch eine schwierige Aufgabe sein wird, so ist es doch möglich, daß im Laufe der Zeit eine Reihe von Proben, ähnlich jenen, die bei Eisenbahnwagenrädern gebräuchlich sind, ersonnen wird.

VII. Bremsklötze.

Bremsklötze mögen als ein Beispiel der vielen kleinen Gegenstände dienen, die aus Gußeisen gemacht werden. Die hier gestellten Anforderungen sind lange Lebensdauer, jedoch mit folgender Beschränkung: die Härte des Bremsklotzes muß geringer sein als die des Rades, so daß die Abnutzung nicht am Rade stattfindet. Dichtes Gefüge ist ratsam; man hat dies durch die Verwendung von Eisenabfall in der Ofenbeschickung, in einigen Fällen wenigstens, erreicht.

Digitized by Google

Eine Abnutzungsprobe im Zusammenhang mit Grenzwerten für die Härte würde am besten die Güte von Bremsklötzen bestimmen. Es steht kein befriedigendes Verfahren zur Prüfung des Widerstandes gegen Abnutzung in Aussicht, man könnte aber, wie mir scheint, zweckmäßig für die Härte allein Normen in Anwendung bringen und dabei die Entwicklung des eben angedeuteten Prüfverfahrens unentschieden lassen.

VIII. Gußeiserne Rohre.

Hinsichtlich der Tonnenzahl sind Rohre wahrscheinlich die wichtigsten Gußstücke, die in diesem Lande hergestellt werden. Gußeisen ist ein besonders geeigneter Baustoff für Rohrleitungen, die in den Untergrund eingebettet werden, wegen seines verhältnismäßig großen Widerstandes gegen Abrosten im Vergleich mit Flußeisen und anderen Stoffen, die im Handel vorkommen. Der Wettbewerb auf diesem Gebiete ist scharf, so daß billiges Eisen nötig ist. Innerhalb der durch den Preis gebotenen Beschränkungen sind dichtes Gefüge und Festigkeit erwünscht, während die Härte sich innerhalb solcher Grenzen halten muß, die maschinelle Bearbeitung in geringem Umfange gestatten.

Was die Eigenschaften des Metalles anbelangt, so legt keine der geltenden Lieferungsbedingungen für gußeiserne Rohre Gewicht auf irgend etwas anderes als auf die Festigkeit, die an einem besonders gegossenen Probestabe ermittelt wird. Eine Prüfung auf Festigkeit bei innerem Überdrucke und auf das Fehlen undichter Stellen, die unmittelbar am Rohr vorzunehmen wäre, würde natürlich ein genauerer Nachweis der Brauchbarkeit sein, ist aber vermutlich zu unbequem für die praktische Handhabung. Die Bestimmung der Scherfestigkeit ist wahrscheinlich so weit ausreichend als eine einfache Probe es überhaupt sein kann, dürfte aber zweckmäßig durch die Festsetzung der Härtegrenzen zu ergänzen sein.

IX. Öfen und Schmelzofenteile.

Schmiedbarer Guß und Flußeisen sind versuchsweise zur Herstellung von Öfen benutzt worden, aber wenn sie sich auch ein Anwendungsgebiet errungen haben, so hat sich doch graues Gußeisen besser bewährt und sich standhaft behauptet. Die Anforderungen des Betriebes sind hier Widerstandsfähigkeit gegen

Digitized by Google

die Einwirkungen der Hitze, gegen Verziehen und ein gewisser Festigkeitsgrad. Da diese Gußstücke indes sehr dünn und oft reich verziert sind, ist ein sehr dünnflüssiges Eisen von Wichtigkeit. In der Praxis werden die Anforderungen des Betriebes mit vollem Bewußtsein außer acht gelassen, um die Herstellung zu erleichtern. Widerstandsfähigkeit gegen Hitze erfordert geringen Phosphorgehalt und Widerstandskraft gegen fortgesetzte Ausdehnung, durch die das Verziehen verursacht wird, erfordert geringen Gehalt an Silizium, aber Phosphor sowohl als Silizium werden für obigen Verwendungszweck unverändert hoch beibehalten, um die Dünnflüssigkeit zu erhöhen und die Herstellung vollkommener Gußwaren zu erleichtern. Der aus unseren Gießereien hervorgehende Ofenguß hat sich jedoch im Betriebe als völlig ausreichend gezeigt und in Form und Aussehen einen hohen Grad der Vollendung erreicht.

Lieferungsbedingungen für Ofenguß und Gußteile von Schmelzöfen sollten Prüfungen umfassen in bezug auf Festigkeit, Härte (da manche Teile gebohrt werden müssen) und Widerstandsfähigkeit gegen Hitze. Hinsichtlich der ersten beiden Proben bestehen keine Schwierigkeiten, aber, wie schon hervorgehoben, ist noch kein gutes Verfahren zur Beurteilung der letzten Eigenschaften ersonnen worden. Eine Norm für die chemische Analyse läßt sich wohl anwenden, aber sie kann nicht als wirklich befriedigender Ersatz für die sehr entbehrte unmittelbare Probe auf Hitzebeständigkeit gelten.

Es gibt natürlich noch unzählige andere Verwendungsarten des Gußeisens, die sich beschreiben ließen, das Verzeichnis vollzählig zu machen, würde aber ein kaum zu vollendendes Unternehmen sein. Zum Schluß soll nur die Tatsache betont werden, daß mit dem Aufstellen von Bedingungen in manchen Fällen nicht viel zu erreichen ist wegen des Mangels an zweckentsprechenden Verfahren zur Prüfung der Eigenschaften. Die augenscheinliche Vorliebe vieler Abnehmer von Gußwaren dafür, die Beschaffenheit des Materiales ganz zu übersehen, kann im wesentlichen dem Fehlen irgendwelcher bestimmten zahlenmäßigen Hilfsmittel zur Beurteilung der Qualität zugeschrieben werden.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VI7

KOMMERZIELLE BESTREBUNGEN BEI AUSFÜHRUNG VON SCHMIEDBAREM GUSS.

Von Dr. **Richard Moldenke**, Watchung, N. J.
(Übersetzt von J. Fleischmann.)

In Amerika wird bekanntermaßen bei Erzeugung von schmiedbarem Guß auf Erzielung der dunkelgrauen („black heart") Abart hingearbeitet, während in Europa der weiße Bruch als Regel gilt. Letzteres Material läßt sich leichter bearbeiten und das Fertigfabrikat aus demselben verliert nur wenig von seiner Festigkeit, während der Grauguß ernstlich leidet, sobald die Gußhaut entfernt ist. Die Unterschiede liegen in erster Linie in der Wärmebehandlung, die den beiden Arten von schmiedbarem Guß zuteil wird, ferner in dem Gehalt von Phosphor und Schwefel und schließlich in der Verwendung, welcher dieselben zu dienen haben.

Die Frage der Festigkeit ist bei schmiedbaren Gußstücken nicht immer von Wichtigkeit, so z. B., wenn ein solches Stück im fertigen Zustande nur als Bestandteil einer Werkzeugmaschine zu dienen hat oder wenn die Kosten der zu dessen Bearbeitung aufgewendeten Arbeit die wichtigste Ausgabspost bilden. Es ist dann im allgemeinen nur ein etwas besseres Material als Gußeisen erforderlich und die Maschinen aus schmiedbarem Guß werden dann leicht gegen solche aus Stahl aufkommen. Wo jedoch keinerlei Bearbeitung des schmiedbaren Gußstückes zur Ausführung gelangt, wie dies gewöhnlich bei Güssen mit der amerikanischen grauen („black heart") Abart der Fall ist, besteht das sicherlich sehr natürliche Bestreben, dem Fabrikate das möglichst geringste Gewicht zu geben.

Sofern dieser geschäftsmäßige Gedankengang von entsprechendem Verständnis für die dem Material zukommenden Eigenschaften verbunden ist, kann dies keine schlechten Folgen haben. Wo

Digitized by Google

aber der Konsument den Fabrikanten zu einem Risiko zwingt, das er vor seinem guten Gewissen nicht rechtfertigen kann, dort tritt der Ernst der Situation zutage. Im ersteren Falle erscheint das fortwährende Verlangen nach höherwertigem Material als gutes Mittel für die Entwicklung einer Industrie, besonders seitdem strengere Bedingungen bestehen und die Produktionsmethoden verbessert worden sind; kurz, ein Pfund Eisen kann heute größere Dienste leisten als früher. Andererseits aber muß gesagt werden, daß in der ganzen Gießerei-Industrie heute das Bestreben besteht, die in die Augen springendsten Eigenschaften auf Kosten anderer, nicht immer weniger wertvoller, aufs äußerste zu steigern. Zum Beispiel erzeugt man als Ersatz für den gewöhnlichen schmiedbaren Guß, wie derselbe bereits aus guten Eisensorten unter normalen Bedingungen hergestellt wurde, eine Art von Gußeisen mit reichlichem Stahlzusatz, das als Halbstahl („semisteel") bezeichnet wird und angesichts des niedrigeren Preises gerne verwendet wird. Des weiteren bedient man sich, anstatt direkt Stahlguß zu verwenden, wenn eine hohe Zugfestigkeit gefordert wird, eines sehr kohlenstoffarmen schmiedbaren Gußeisens, weil dieses billiger ist.

Das Resultat dieser kurzsichtigen Politik ist die Erzeugung einer Reihe angeblich hochwertiger Fabrikate, die aber in Wirklichkeit sehr unzuverlässig sind. In erster Linie leidet darunter der Verbraucher des Materiales, der für die Abnahme keine bestimmten Vorschriften besitzt und dann ein Material erhält, das bestimmt war, irgendwelchen Vorschriften eines anderen zu entsprechen. Letzterer wiederum, der nur ein beschränktes Quantum benötigt, verlangt von demselben nahezu Unmögliches und das Erzeugnis ist dann meistens für allgemeine Verwendungszwecke unbrauchbar.

Man wendet diesem Bestreben in Amerika zurzeit schon einige Aufmerksamkeit zu, weil der Export von dunkelgrauem (black heart) schmiedbarem Gußeisen heute schon ein Faktor des internationalen Handels zu werden beginnt. Bei einer gegenwärtigen amerikanischen Produktion von 800.000 engl. Tonnen dieses Gußeisens und einer Erzeugungsmöglichkeit von über einer Million engl. Tonnen jährlich, ist es naturgemäß, daß seitens der Konsumenten in anderen Ländern einige Auswahl je nach der Güte des Materiales getroffen wird. Dies zwingt wieder die Erzeuger in diesen Ländern, hievon Kenntnis zu nehmen und ihr Vorgehen darnach einzurichten.

Digitized by Google

Zum besseren Verständnis der Sache seien hier einige notwendige Einzelheiten der Produktion wiedergegeben. Bei dem gewöhnlichen Schmelzvorgang auf schmiedbares Material wird sowohl in Europa wie auch in Amerika ein gewisses Quantum Alteisen (Altstahl) zur Verbesserung des Materiales zugesetzt. Es verursacht dies anfänglich eine Reduktion des Kohlenstoffes und als Folge hievon ein Anwachsen der Zugfestigkeit der fertigen Gußstücke. Selbst bei den besten Eisensorten, bei einem unter geringer Hitze gegossenen, erstklassig ausgeglühten Material, bei dem alle die Vorgänge beobachtet werden, die in der Regel die besten Ergebnisse liefern, erscheint es unmöglich, eine sehr hohe Zugfestigkeit zu erreichen, ohne zugleich einen Teil der Widerstandsfähigkeit gegen Schlag zu opfern, derentwegen der schmiedbare Guß so gerne verwendet wird. So trägt z. B. gewöhnliches dunkelgraues (black-heart) Material bei Quererprobung eines quadratischen Probestabes von 1 Zoll (25·4 mm) Seitenlänge bei 12 in (305 mm) Stützpunktentfernung eine Belastung in der Mitte von 3000 lbs. (1362 kg) und zeigt eine Durchbiegung von mindestens $^1/_2$ in (12·7 mm), die bei außerordentlich gutem Material bis zu $2^1/_2$ in (63·1 mm) gehen kann. Die Zugfestigkeit solcher Probestäbe beträgt gewöhnlich nicht mehr als 42.000 lbs. per sq. in (29·4 kg/mm^2). Es ist ganz gut möglich, durch starke Anfangsreduktion des reinen Kohlenstoffes infolge Zusatzes von Altmaterial Festigkeitsziffern von mehr als 58.000 lbs. per sq. in (40·7 kg/mm^2) zu erzielen und, wenn beim Schmelz- und Glühprozeß außerordentliche Sorgfalt darauf verwendet wurde, die Oxydation auf ein Minimum zu beschränken, so wird auch die Durchbiegung eine gute sein. Die Möglichkeiten hiefür sind aber selbst bei erstklassigen Werken so geringe, daß derjenige, welcher auf so hochwertigem Material besteht und die Berechnung seiner, oft Menschenleben riskierenden Konstruktionen darauf baut, einen groben Fehler begeht. Er tut besser daran, in erster Linie Stahlguß in Aussicht zu nehmen. Zum Zeichen, wie empfindlich der Erzeugungsprozeß ist, erscheint die wohl den Erzeugern, vielleicht aber nicht den Konsumenten bekannte Tatsache erwähnenswert, daß bei sonst vollkommen gleichem Mischungs- und Fabrikationsvorgange Guß, der Montag früh aus den Gußformen genommen wird, das ist an dem einzigen Tage, an welchem die Glühöfen kalt entleert werden, viel weicher, biegbarer und als schmiedbarer Guß weit entsprechender ist als solcher

Digitized by Google

von anderen Tagen der Woche. Trotzdem liegt die Festigkeit solchen Gusses bedeutend unter jener des heiß aus dem Ofen entnommenen. Schmiedbarer Guß unterscheidet sich von anderem dadurch, daß jeder Versuch, die Oxydation durch eine vor dem Gießen erteilte Hitze zu korrigieren, die Kosten derart steigert, daß er mit Stahlguß nicht mehr zu konkurrieren vermag. Durch Beigabe von viel Altmaterial zur Charge, durch Erziehung des meist minderwertigen Gießerpersonales und durch Veränderungen in den Glühtemperaturen wird nicht immer das gewünschte Resultat — Erzielung einer hohen Festigkeit — erreicht. Bei Zutat von Silizium und Mangan besteht große Wahrscheinlichkeit der Oxydation, wodurch mehr oder weniger poröse krystallinische Struktur resultiert, und als deren Folge ein weiteres Durchdringen von Sauerstoff während des Glühvorganges, was wieder eine Schwächung des Gusses herbeiführt. Diesen Umstand merkt man sofort bei der Wirkung des Überganges von Holzkohlen — zu Koks-Roheisen. Holzkohlenroheisen mit seinem hohen Kohlenstoffgehalt, das relativ frei von Oxydation im Hochofen geblasen wird, lieferte im Vergleich zu Koksroheisen dem Gießer die Möglichkeit, trotz der in der Praxis unvermeidlichen Verschiedenheiten guten Guß zu erhalten. In Amerika wenigstens hat der Übergang zu Kokseisen zu dem bei Roheisen bedungenen höheren Siliziumgehalt geführt, um derart den Folgen dieser Anfangsoxydation soviel als möglich auszuweichen.

Bis wir nicht bessere Schmelzmethoden haben werden (vielleicht wird dies die Entwicklung des elektrischen Ofens bei geringeren Kosten als jetzt ermöglichen) und solange wir nicht in der Lage sind, einer unzweckmäßigen Oxydation des geschmolzenen Metalles vor dem Guß vorzubeugen oder zum mindesten dieselbe mit geringen Kosten zu korrigieren, empfiehlt es sich, mehr Gewicht darauf zu legen, daß der schmiedbare Guß seine Entwicklung eher in der Richtung nach größerer Weichheit als nach höherer Festigkeit nehme. Dort, wo die letztere ausschlaggebend ist, wird früher oder später doch der Stahlguß an Stelle des Eisengusses treten. Andererseits aber werden, sofern die Bedingungen so gestellt werden, daß die spezifische Schlagarbeit des Materiales als maßgebend möglichst hervorgehoben wird, die Vorzüge dieses besonderen Fabrikates der Gießerei-Industrie zur Geltung kommen und dasselbe in dem eigentlichen Gebiete seiner Verwendbarkeit erhalten bleiben.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VII 1

DER EINFLUSS HOHER TEMPERATUREN AUF DIE PHYSIKALISCHEN EIGENSCHAFTEN EINIGER LEGIERUNGEN.

Von **I. M. Bregowsky** und **L. W. Spring**, Laboratorium der Crane Co., Chicago, Ill.

(Übersetzt von Th. Scharff.)

Die zunehmende Verwendung überhitzten Dampfes und die damit zusammenhängenden hohen Spannungen und Temperaturen haben die Ausrüstungsteile von Kraftanlagen auf eine sehr harte Probe gestellt. Einige Materialien, die früher für vollkommen einwandfrei gehalten wurden, haben sich unter den neuen Betriebsbedingungen nicht mehr bewährt und sind durch ebensolche von besserer Qualität oder durch andere Materialien ersetzt worden. Viele Bronzen z. B., die unter den früheren Verhältnissen am Platze waren, haben den modernen Anforderungen nicht mehr genügt. Das Gußeisen wird von vielen Ingenieuren verworfen und der teurer bezahlte, aber verläßlichere Gußstahl an seine Stelle gesetzt.

Es kam oft vor, daß Ventile und andere Ausrüstungsstücke, die jahrelang unter gesättigtem Dampf im Gebrauch gewesen waren, versagten, wenn überhitzter Dampf zur Verwendung kam. Eine Untersuchung zeigte in der Regel, daß das Metall gesund und von genügend kräftigem Querschnitt war, um die Belastung sicher auszuhalten. Eine Nachforschung in den Protokollen ergab meistens die Tatsache, daß die verwendeten Materialien nach dem Ergebnis der physikalischen Prüfungen beurteilt, einwandfrei waren. Aber die physikalischen Materialprüfungsproben sind mit den Prüfmaschinen in der Regel bei mittlerer oder Raumtemperatur vorgenommen worden, während die praktische Verwendung der Armaturen unter überhitztem Dampf

Digitized by Google

eine Temperatur von 260° bis 370° C (500°—700° F) bedeutet. Stoffe mit einer Zerreißfestigkeit von 2450 kg/cm² (35.000 lbs/sq. in) bei normaler Temperatur oder 21° C (70° F) dürften schon bei 260° C keine annähernd gleiche Festigkeit haben, bzw. besitzen sie auch oft nicht. So sind oft Materialien verwendet worden, die für die Betriebstemperaturen durchaus nicht geeignet waren und die Resultate konnten kaum anders als unbefriedigend ausfallen.

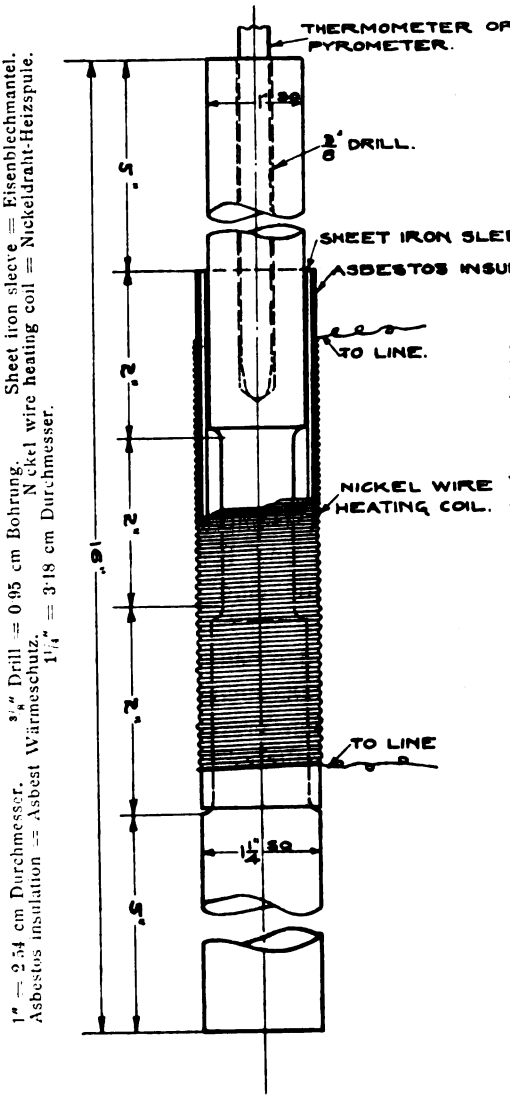


Fig. 1.
Zerreißprobestab und Heizspule.

Auf diesem Gebiete ist schon viel gearbeitet worden und viele Veröffentlichungen sind über diesen Gegenstand erschienen. Eine fast vollständige Liste derselben, die bis zum Jahre 1909 reicht, ist in dem offiziellen Bericht unter dem Titel „Einfluß höherer Temperaturen auf die mechanischen Eigenschaften der Metalle" zu finden, der von Prof. M. Rudeloff dem Internationalen Verbande für die Materialprüfungen der Technik in Kopenhagen 1909 vorgelegt wurde. Die während der letzten zehn bis fünfzehn Jahre geleistete Forscherarbeit ist sicherlich äußerst wertvoll gewesen, sowohl was ihre Genauigkeit als was die geprüften Stoffe anbelangt.

Unsere Arbeit, die in den letzten fünf Jahren ausgeführt wurde, wurde mehr vom außerwissenschaftlichen Standpunkte aus

Digitized by Google

unternommen. Da die Prüfung für eine große Ventil- und Armaturenfabrik vorgenommen wurde, waren Resultate von angenäherter aber genügender Genauigkeit verlangt und wir haben das Gefühl, daß das Verfahren und die Ergebnisse, wenn sie auch vom Standpunkte des Theoretikers nicht vollkommen sind, doch ebenso genau sind, wie die, die von anderen über diese schwierige Aufgabe veröffentlicht sind, vielleicht mit zwei oder drei Ausnahmen, und daß sie das Verhalten der fraglichen Stoffe unter der Ein-

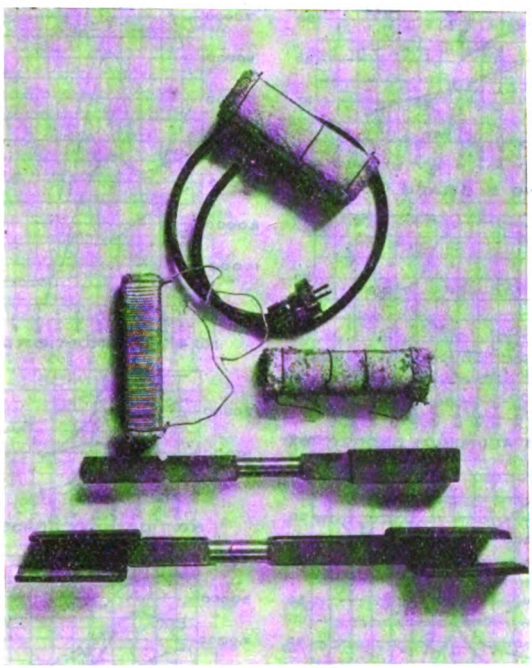
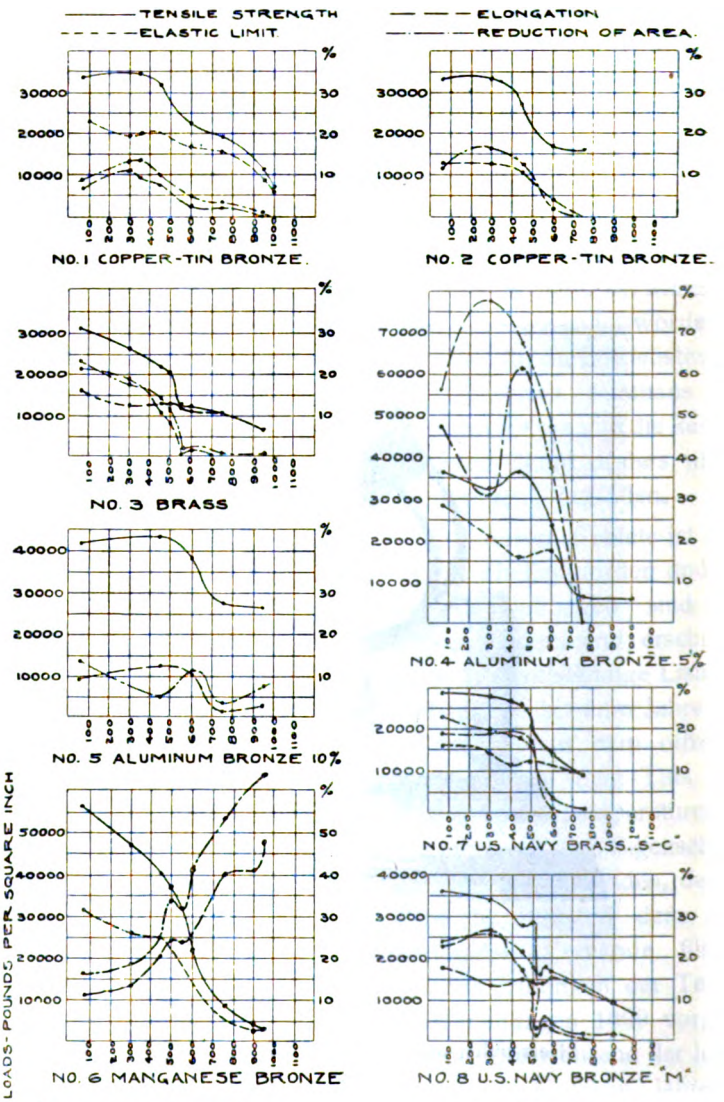


Fig. 2.
Heizspulen und Stäbe für Zerreißproben.

wirkung der Hitze richtig darstellen. Unsere Ergebnisse haben den weiteren großen Vorteil, daß sie in größerem Umfange als die anderer Forscher die gegossenen und gewalzten Metalle der heutigen Praxis umfassen.

Soweit uns bekannt, sind keine anderen Verdrehungsversuche (Torsionsproben) bei höherer als normaler Temperatur angestellt worden.

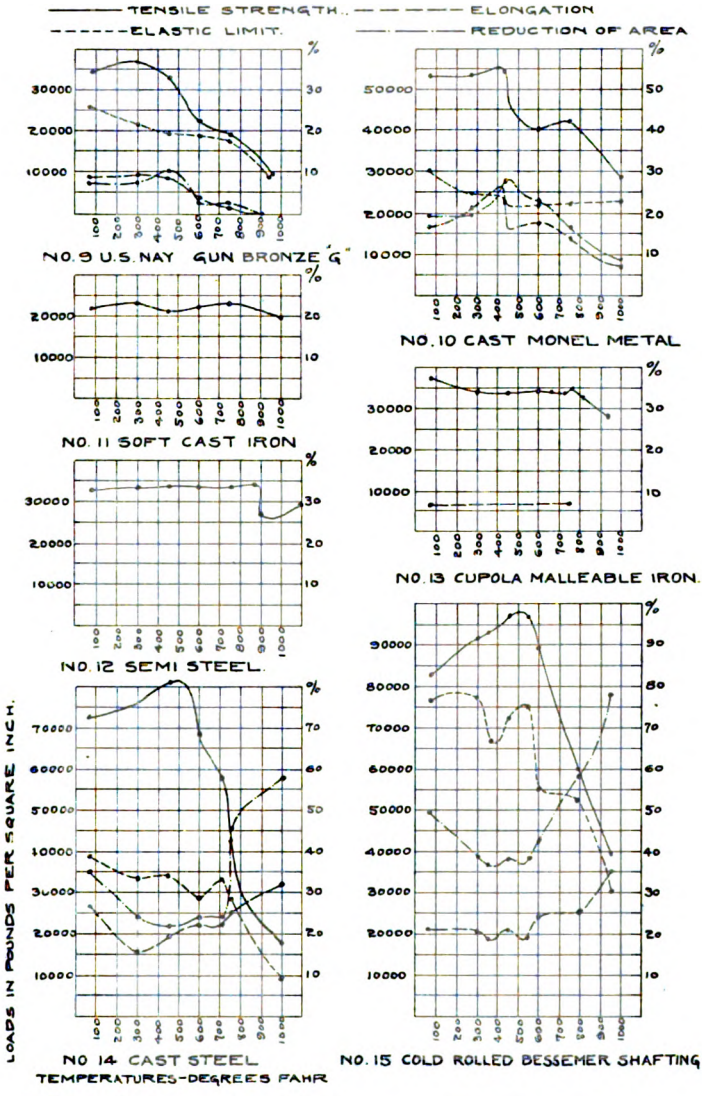
Digitized by Google



Tensile Strength = Zugfestigkeit. Elongation = Dehnung.
Elastic Limit = Elastizitätsgrenze. Reduction of Area = Querschnittsverminderung.
No. 1 und 2. Copper-Tin-Bronze = Kupfer-Zinn-Bronze.
No. 3. Brass = Messing. No. 4. Aluminum Bronze = Aluminium-Bronze 5%.
No. 5. Aluminum Bronze = Aluminium-Bronze 10%. No. 7. U. S. Navy Messing „S. C".
Loads-Pounds per square inch = Belastung Pfd./Quadr. Zoll.
No. 6. Manganese Bronze = Mangan-Bronze. Nr. 8. U. S. Navy Bronze „M".

Fig. 3. Zerreißprobe mit den Legierungen 1 bis 8. Unterschiede in den Eigenschaften je nach der Temperatur.

Digitized by Google



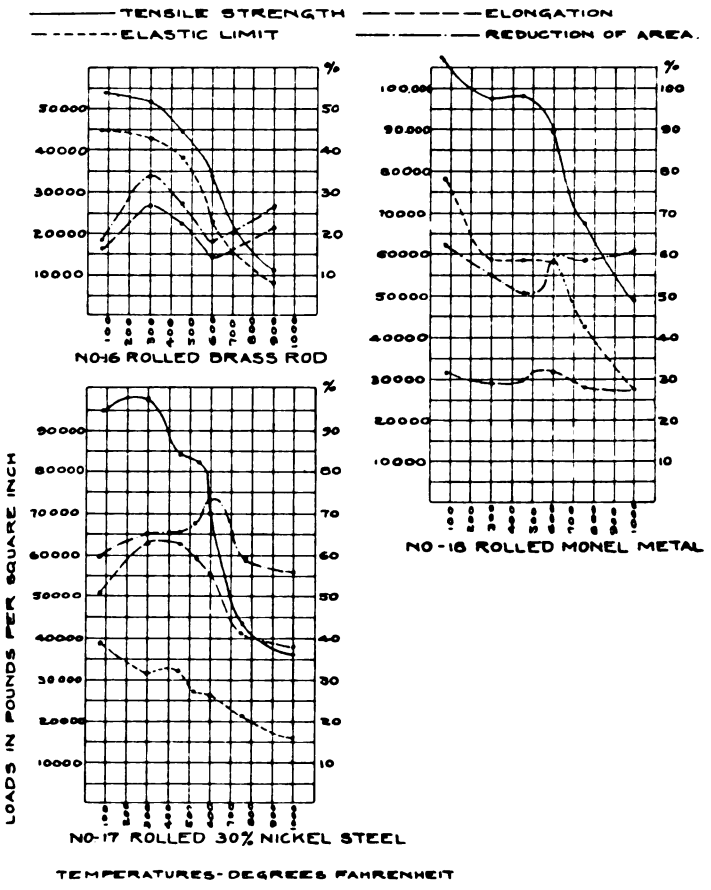
Tensile Strength = Zugfestigkeit. Elongation = Dehnung.
Elastic Limit = Elastizitätsgrenze. Reduction of Area = Querschnittsverminderung.
No. 9. U. S. Navy Gun Bronze "G" = U. S. Navy Geschützbronze.
No. 10. Cast Monel Metal = Monel-Metall, gegossen.
No. 11. Soft Cast Iron = Weiches Gußeisen. No. 12. Semi Steel = Halbiertes Eisen.
No. 13. Cupola Malleable Iron = Hämmerbares Kupolofeneisen.
Loads in Pounds per square inch = Belastung Pfund Quadratzoll.
No. 14. Cast Steel Temperatures-Degrees Fahr = Gußstahl Temperaturgrade Fahrenheit.
No. 15. Cold Rolled Bessemer Shafting = Bessemer-Stahlwelle, kalt gewalzt.

Fig. 4. Zerreißprobe mit den Legierungen 9 bis 15. Unterschiede in den Eigenschaften je nach der Temperatur.

Digitized by Google

Zerreißproben.

In Anbetracht der großen Zahl der erforderlichen Versuche mußten unsere Instrumente und Untersuchungsverfahren leicht und schnell anwendbar sein, dabei nicht kompliziert oder kostspielig. Die Vorrichtung bestand aus einem 15·2 cm (6") langen Mantel aus Eisenblech, der mit einer Lage von 1·6 mm ($^1/_{16}$") Asbestplatte als Wärme-



Tensile Strength = Zugfestigkeit. Elongation = Dehnung.
Elastic Limit = Elastizitätsgrenze. Reduction of Area = Querschnittsverminderung.
No. 16. Rolled Brass Rod = Stangenmessing, gewalzt.
No. 18. Rolled Monel Metal = Monel-Metall, gewalzt.
No. 17. Rolled 30% Nickel Steel = 30% Nickelstahl, gewalzt.
Temperatures-Degrees Fahrenheit = Temperaturgrade Fahrenheit.

Fig. 5. Zerreißprobe mit den Legierungen 16, 17 und 18. Unterschiede in den Eigenschaften je nach der Temperatur.

Digitized by Google

schutz bekleidet war. Darüber befand sich eine Spule Nickel-Widerstandsdraht von ungefähr 0·7 mm (0·028") Stärke in 16 Windungen auf je 2·54 cm (1"). Eine äußere Lage fest aufgelegter Asbestpappe schützte den Draht vor allzu starker Oxydation bei den angewendeten Temperaturen. Eine Skizze und photographische Aufnahme der benutzten Spulen und Stäbe sind in den Figuren 1 und 2 wiedergegeben. Das dünnere oder Kopfende des Probestabes wurde in der Mittelachse bis auf ungefähr 12·7 mm ($^1/_2$") Abstand vom abgedrehten Teil ausgebohrt. Beim Versuch wurde die Spule über das dünnere Ende des Stabes bis zum Absatz hinübergeschoben,

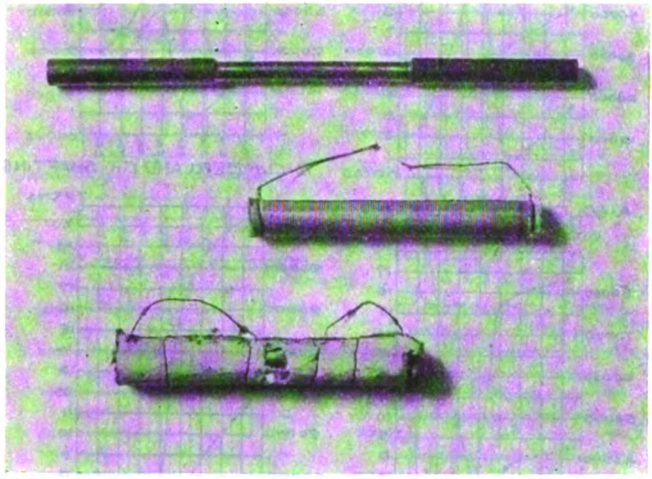
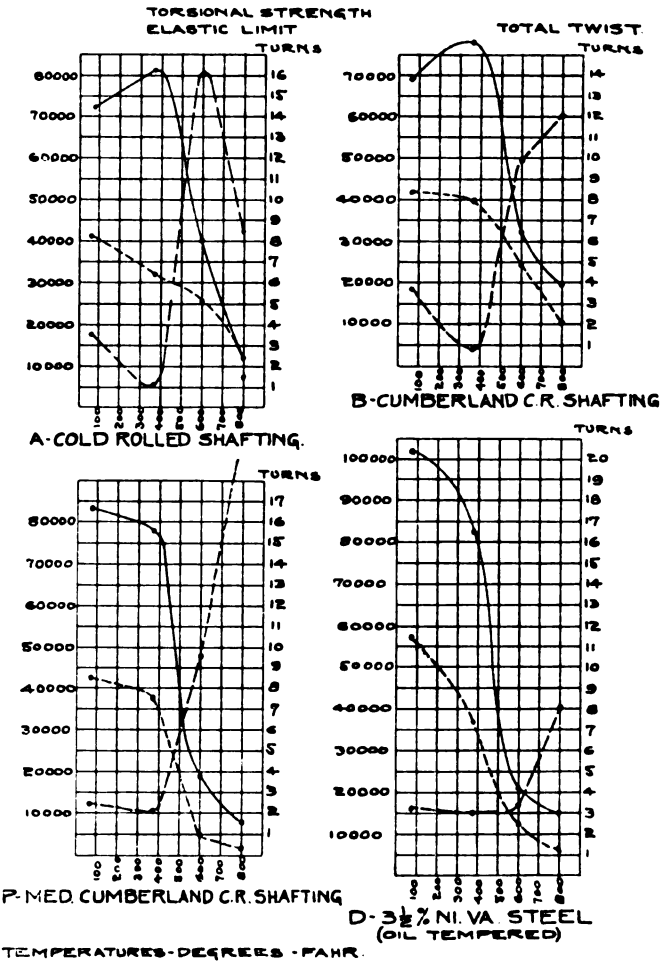


Fig. 6. Heizspulen und Stab für Drehungsversuche.

so daß die Spule gerade über den abgedrehten Teil des Stabes reichte. Seine Enden wurden von den Klauen der Riehlschen 50 t (100.000 lbs) Prüfmaschine gefaßt, in die der Stab so eingelegt wurde, daß die Spule vom oberen und vom unteren Klauenpaar den gleichen Abstand hatte. Gleichstrom von 110 Volt wurde solange hindurchgeschickt, bis der Widerstandsdraht durch ein 1·9 cm ($^3/_4$") großes mit einer Glimmerscheibe geschlossenes Loch in der äußeren Asbestlage die gewünschte Farbe zeigte. In die Ausbohrung am oberen Ende des Probestabes wurde ein Thermometer oder Pyrometer eingeführt, mittels dessen jederzeit die Temperatur im Innern des Stabes dicht an der Stelle angezeigt wurde, wo der Bruch eintreten mußte. Durch sorgfältige Regulierung der Stromstärke konnte

Digitized by Google

jede gewünschte Temperatur zwischen 21° und 540° C (70° bis 1000° F) oder darüber innerhalb 20 Minuten bis $^1/_2$ Stunde erreicht und mit Schwankungen von nicht mehr als einigen Graden gehalten werden. Die Genauigkeit war jedoch fast ebenso groß und die

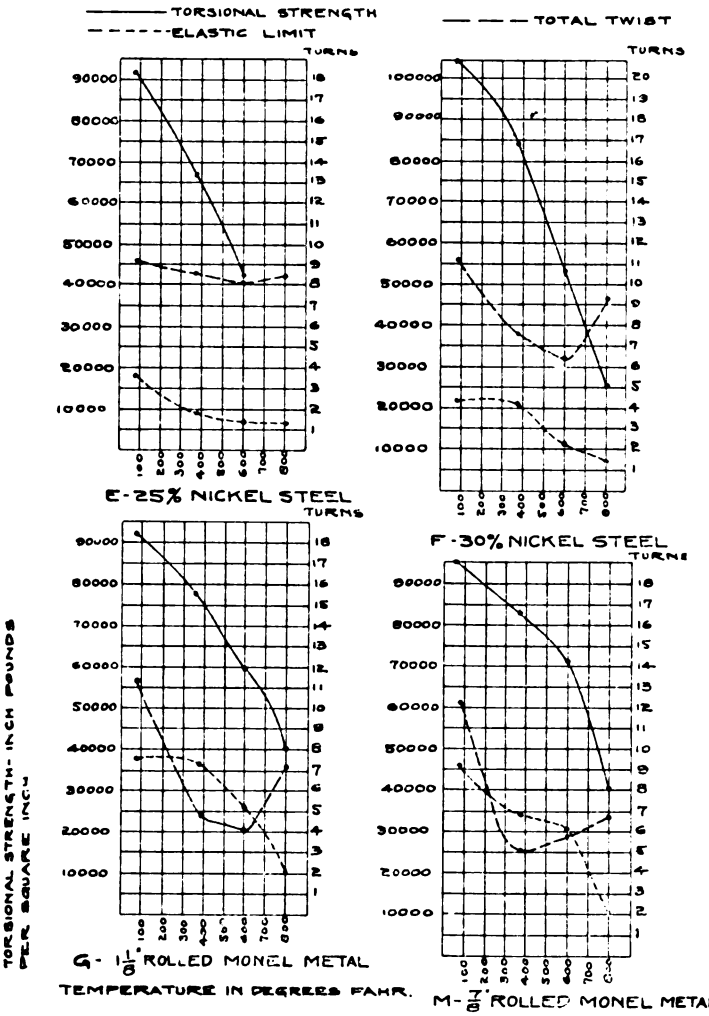


Torsional Strength = Drehungsfestigkeit.
Elastic Limit = Elastizitätsgrenze. Total Twist = Gesamtverdrehung. Turns = Touren.
A. Cold Rolled Shafting = Stahlwelle, kalt gewalzt.
B Cumberland G. R. Shafting = Cumberland C. R. Stahlwelle. Turns = Touren.
P. Med. Cumberland C. R. Shafting = Cumberland C. R. Stahlwelle, mittel.
D. 3½%, Ni. Va. Steel (Oil Tempered) = 3½% Ni. Va. Stahl (in Öl gehärtet).
Temperatures-Degrees Fahr. = Temperaturgrade Fahrenheit.

Fig. 7. Verdrehungsversuche mit den Materialien A, B, D und P. Unterschiede in den Eigenschaften je nach der Temperatur.

Digitized by Google

Handhabung im allgemeinen schneller, wenn man den Strom so regulierte, daß der Übergang von einer 2^0 bis 3^0 unter der gewünschten liegenden Temperatur bis zur richtigen ungefähr dieselbe



Torsional Strength = Drehungsfestigkeit.
Elastic Limit = Elastizitätsgrenze. Total Twist = Gesamtverdrehung. Turns = Touren.
E. 25% Nickel Steel = 25% Nickelstahl. F. 30% Nickel Steel = 30% Nickelstahl.
Turns = Touren. G. $1^1/_8$ Rolled Monel Metal = 2·86 cm Monel-Metall, gewalzt.
M. $^7/_8$ Rolled Monel Metal = 2·22 cm Monel-Metall, gewalzt.
Temperature in Degrees Fahr. = Temperaturgrade Fahrenheit.
Torsional Strength-Inch Pounds per Square Inch = Torsionsbelastung Zoll. Pfund per Quadratzoll.

Fig. 8. Verdrehungsversuch mit den Materialien E, F, G und M. Unterschiede in den Eigenschaften je nach der Temperatur.

Digitized by Google

Zeit erforderte, als zum Zerreißen des Stabes erforderlich war. Wenn die Prüfmaschine z. B. angestellt wurde, sobald das Thermometer 397° oder 402½° C (746° oder 757° F) zeigte, ließ sich bei mäßiger Prüfgeschwindigkeit die Feststellung der Elastizitätsgrenze und der Bruch des Stabes — dies erfordert ungefähr vier bis fünf Minuten — mit ½° bis 1° Unterschied gegenüber der gewünschten Temperatur von 400° C (750° F) bewirken.

In der Befürchtung, die magnetische Induktion könnte die Festigkeit und Dehnbarkeit der Probestäbe ändern, wurden Versuche zur Ermittlung des Einflusses des elektrischen Stromes nach dieser Richtung unternommen. Da die Spule aus 16 × 6 oder 96 Drahtwindungen bestand und ein in den Stromkreis eingeschalteter Ampèremeter 6 bis 8 Ampère anzeigte, hatten wir ungefähr 600 Ampère-Windungen. Um eine gleiche oder größere Induktion bei ganz geringer Erwärmung zu erhalten, benutzten wir eine Kupferdrahtspule und Stromstärken, die 750 und 1000 Ampère-Windungen ergaben. Die letzteren erzeugten eine Erwärmung im Probestabe um nur 6° C (12° F) nach einer halben Stunde. Versuche, die unmittelbar nach dem Abstellen des Stromes angestellt wurden, zeigten keine Einwirkung, und nach mehrstündiger Durchleitung des Stromes angestellte Versuche zeigten nur mäßige Unterschiede in der Festigkeit und Dehnbarkeit, die auf die geringe Erhöhung der Temperatur zurückzuführen waren.

Gleichbleibende Geschwindigkeit beim Belasten ist eine wichtige Vorbedingung für genau vergleichbare Resultate, und das wurde bei unseren Versuchen ängstlich beobachtet und befolgt.

Da lange anhaltende Erhitzung die Festigkeit eines Probestabes zu verringern strebt, wurde die Zeitdauer der Versuche so gleichförmig wie möglich gehalten. Das Erhitzen, die Wärmeregulierung und das Zerreißen der Stäbe beanspruchte jedesmal 1 bis 1½ Stunden. Zwar waren wir nicht imstande, die Elastizitätsgrenze mittels eines Dehnungsmessers zu bestimmen, wir konnten sie aber nach dem allbekannten Teilungsverfahren ermitteln. Hierbei ist das erste Anzeichen der Dehnung sehr sorgfältig zu beachten, die eine Vergrößerung des Abstandes zweier mit einem spitzen Dorn auf dem Probestabe hervorgebrachter Marken von den auf ihm angebrachten Teilstrichen hervorruft, wobei die Maschine mit der kleinsten Geschwindigkeit von 4·75 mm (3/16") pro Minute arbeitet.

Digitized by Google

Tabelle I. **Analysen der zu den Zerreißproben benutzten Legierungen.**

Legierung		Zusammensetzung						
Nr.	Name	Sn. %	Pb. %	Cu. %	Fe. %	Zn. %	P.	Al.
1	Kupfer-Zinn-Bronze (Mittel aus 3)	12.46	0.06	87.02	0.30	0.20		
2	Kupfer-Zinn-Bronze	10.22	tr.	89.50	0.38	0.0	0.035	
3	Messing	5.69	3.02	86.19	0.20	5.03		
4	Aluminium-Bronze	0.03	0.16	94.94	0.14			4.90
5	Aluminium-Bronze	0.48	0.17	88.86	0.75	0.15		9.67
6	Mangan-Bronze, gegossen	0.51	tr.	58.10	2.21	39.05	(Mn. 0.055)	
7	U. S. Navy Messing S-c	3.98	2.78	80.32	0.24	12.80		
8	U. S. Navy Bronze M (Mittel aus 2)	7.72	1.22	86.92	0.23	3.62		
9	U. S. Navy Geschütz-Bronze G	10.40	0.39	87.60	0.11	1.31		
10	Monel-Metall, gegossen	0.08	0.13	27.11	5.46	64.79	(Mn. 2.33)	(C. 0.32)
16	Stangenmessing, gewalzt	0.0	2.53	62.30	0.15	34.84		
18	Monel-Metall, gewalzt			27.22	2.38	(Mn. 1.56)	(Ni. 68.64)	(C. 0.225)
		Si. %	Mn. %	S. %	P. %	Gr. C. %	C. C. %	C.
11	Weiches Gußeisen (Mittel aus 3)	2.57	0.60	0.103	0.73	3.31	0.17	
12	Gußeisen („halbiertes Eisen") (Mittel aus 3) .	1.76	1.15	0.103	0.44	3.00	0.47	
13	Hämmerbares Kupolofeneisen (Mittel aus 2) .	0.92	0.51	0.152	0.183	2.96	tr.	
14	Gußstahl (Mittel aus 2)	0.22	0.61	0.068	0.045			0.302
15	Stahlwelle, kalt gewalzt	0.031	0.80	0.108	0.079			0.140
17	30% Nickelstahl, gewalzt	0.14	2.80	0.017	0.011	(Ni. 30.92)		0.285

Digitized by Google

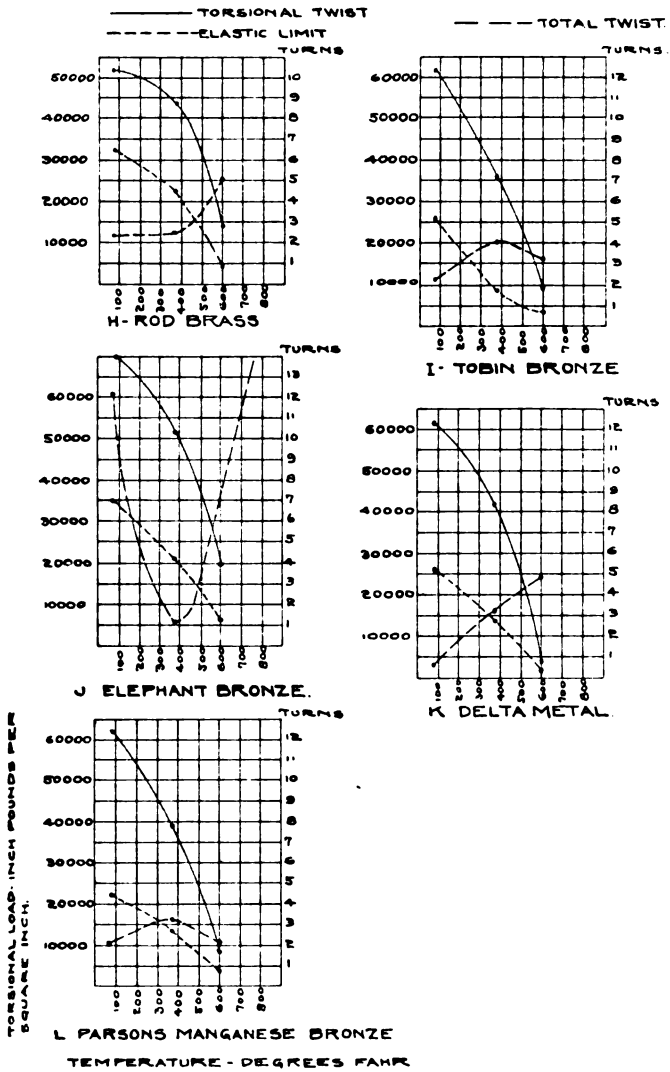
Nach unserer Ansicht ist es genauer, die Temperatur im Innern des Stabes, wie in Fig. 1 gezeigt, festzustellen als nur durch die einfache Berührung von Thermoelementen mit der Staboberfläche.

Bei verschiedenen Gelegenheiten haben wir beide Enden des Probestabes ausgebohrt und die Temperatur in 1·9 cm ($^3/_4$") Abstand vom abgesetzten Teil gemessen. Wir fanden Unterschiede von 0° bis 11° C (0° bis 20° F), wobei das obere Ende das heißere war. Gelegentlich wurde auch ein Unterschied bis zu 27·5° C (50° F) festgestellt, der allerdings beträchtlich ist. Diese Beobachtung ist jedoch nicht annähernd so bedenklich, als es auf den ersten Blick erscheint, denn, wie schon von anderen Experimentatoren mitgeteilt worden ist, tritt der Bruch eines Stabes gewöhnlich an der heißesten Stelle ein. Der Umstand nun, daß unsere Stäbe in der Mehrzahl nahe der Mitte oder wenig darüber brachen, zeigt an, daß entweder der Unterschied in der Temperatur gewöhnlich nicht so groß war, wie eben erwähnt wurde oder, falls dies doch der Fall gewesen wäre, daß er nicht der ausschlaggebende Faktor war. Wenn der Unterschied aber groß genug war, um ausschlaggebend zu sein, so mußte der Bruch am oberen Ende eintreten, und da alle Ergebnisse auf Temperaturablesungen beruhen, die oberhalb der Bruchstelle gemacht sind, so müssen sie annähernd richtig und gewiß vergleichsfähig sein. Zur Widerlegung von Irrtümern, die nach der niedrigen Seite neigen würden (d. h. der Stab wäre an der Bruchstelle kälter, als es das Thermometer anzeigte), ist anzuführen:

1. der mangelhafte Kontakt der Kugel des Thermometers oder Pyrometers mit dem Boden der Ausbohrung, wie durch die Tatsache bewiesen wird, daß das Thermometer 2·8 bis 5·5° C (5° bis 10° F) mehr anzeigte, wenn etwas Quecksilber zur Umhüllung der Kugel hineingegossen wurde;
2. die Wahrscheinlichkeit, auf die oben schon hingewiesen ist, daß der Probestab am Umfang etwas heißer ist als in seinem Innern. Die genaue Kontrolle doppelter oder dreifacher Stäbe zeigte, daß vergleichbare Verhältnisse vorlagen.

Temperaturen bis zu 315° C (600° F) und bisweilen 400° C (750° F) wurden an Quecksilber-Thermometern abgelesen, die sorgfältig mit geprüften Normalthermometern verglichen waren, während Temperaturen von 400° C und darüber mit Hilfe eines Hoskin-Pyrometers gemessen wurden, das regelmäßig an den Erstarrungs-

Digitized by Google



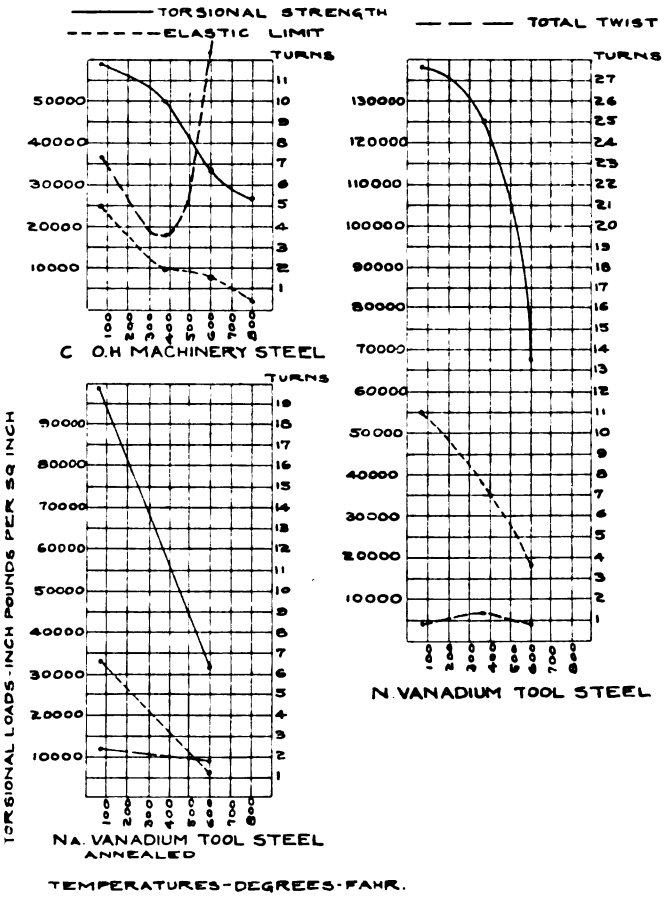
Torsional Twist = Drehungsfestigkeit. Elastic Limit = Elastizitätsgrenze.
Total Twist = Gesamtverdrehung. Turns = Touren.
H. Rod Brass = Stangenmessing. I. Tobin Bronze = Tobin-Bronze. Turns = Touren.
J. Elephant Bronze = Elephant-Bronze. K. Delta Metal = Delta-Metall. Turns = Touren.
L. Parsons Manganese Bronze = Parsons-Manganbronze.
Temperature-Degrees Fahr. = Temperaturgrade Fahrenheit.
Torsional Load-Inch Pounds per Square Inch = Torsionsbelastung Zoll. Pfund per Quadratzoll.

Fig. 9. Verdrehungsversuche mit den Materialien H, I, J, K und L. Unterschiede in den Eigenschaften je nach der Temperatur.

Digitized by Google

punkten von geschmolzenem C. P.-Zink und C. P.-Aluminium auf seine Richtigkeit geprüft wurde.

Jede nur mögliche Vorsicht wurde geübt, um die Stäbe jeder Versuchsreihe so gleichförmig und typisch wie möglich zu gestalten. Jede Reihe, die aus 20 bis 30 Stäben bestand, wurde



Torsional Strength = Drehungsfestigkeit. Elastic Limit = Elastizitätsgrenze.
Total Twist = Gesamtverdrehung. Turns = Touren.
C. O. H. Machinerie Steel = Maschinenstahl. Turns = Touren.
N. Vanadium Tool Steel = Vanadium-Werkzeugstahl. Na. Vanadium Tool Steel Annealed = Vanadium-Werkzeugstahl, angelaufen.
Torsional Loads-inch Pounds per sq. inch = Torsionsbelastung Zoll-Pfund per Quadratzoll.
Temperatures-Degrees Fahr. = Temperaturgrade Fahrenheit.

Fig. 10. Verdrehungsversuche mit den Materialien C, N und Na. Unterschiede in den Eigenschaften je nach der Temperatur.

Digitized by Google

Tabelle II. **Analysen der zu den Verdrehungsversuchen benutzten Materialien.**

Set.		Si. %	Mn. %	S. %	P. %	C. %	Ni.	Va.	Cr.
A	Stahlwelle, kalt gewalzt	.011	.73	.117	.198	.093			
B	Cumberland C. R. Stahlwelle	.024	.50	.110	.101	.083			
C	O. H. Maschinenstahl	.024	.49	.029	.013	.084			
D	$3^1/_2$% Nickel-Vanadium-Stahl	.132	.45	.042	.032	.365	3.25	.45	
E	25% Nickelstahl					.186	25.03		
F	30% Nickelstahl	.14	2.80	.017	.011	.275	30.92		
P	35% C. Cumberland, kalt gewalzt	.12	.51	.050	.013	.375			
N	Vanadium Werkzeugstahl	.16	.32	.034	.014	.722		.145	.49

Set.		Sn.	Pb.	Cu.	Fe.	Ni.	Mn.	C.	Zn.	P.	Al.
G	2·86 cm gewalztes Monel-Metall		.28	27.08	2.50	68.40	1.52	.186			
M	2·22 cm gewalztes Monel-Metall			27.22	2.38	68.64	1.56	.225			
H	Stangenmessing	.18	2.34	61.08	.42				35.72		
I	Tobin-Bronze	.80	.00	59.86	.46				38.94	.0015	
J	Elephant-(Phosphor-)Bronze	3.87	.00	95.52	.16				.00	.307	
K	Delta-Metall	.76	.56	56.56	2.40				39.36	.004	
L	Parsons Mangan-Bronze	.64	.00	59.58	1.22				38.08		.34

Digitized by Google

aus einer Pfanne sorgfältig zusammengesetzten Metalles in Formen gegossen unter Bedingungen, die soweit wie möglich übereinstimmten. Die Proben, mit Ausnahme von Nr. 4 und 5, stammen aus Gießereien, die die Legierung regelmäßig erzeugten und waren von den Arbeitern gegossen, die regelmäßig diese Güsse herstellten. Die gewalzten Metallstäbe wurden von Stäben des regulären Lagerbestandes abgesägt, die durch den Handel bezogen und bis auf die passende Form abgedreht wurden. Jede Reihe war einem Stabe entnommen, so daß darüber kein Zweifel bestehen kann, daß die Proben aus derselben Hitze stammten.

Die Zusammensetzung der auf Zug beanspruchten Materialien ist in Tabelle I wiedergegeben.

Gegossene Materialien.

Von der Legierung Nr. 1, einer Kupfer-Zinn-Bronze, wurden drei besondere Versuchsreihen, die in Abständen von annähernd einem Jahr erzeugt waren, geprüft.

Die Mittelwerte sind aufgetragen worden und die sich ergebenden Kurven für Zerreißfestigkeit, Elastizitätsgrenze, Dehnung und Querschnittsverminderung sind in Fig. 3 wiedergegeben. Es ist hieraus ersichtlich, daß die Legierung am festesten bei 150° bis 175° C ist und allmählich mit zunehmender Temperatur weicher wird, daß sie aber noch eine Festigkeit von annähernd 1400 kg/cm² (20.000 lbs./sq. inch.) bei 400° C (750° F) behält.

Für die Legierungen 2 bis einschließlich 13 ist eine Erläuterung nicht nötig. Die in den Fig. 3 und 4 dargestellten Kurven reichen zur Erklärung aus.

Die Legierung 14 ist Gußstahl, der im Zenzes Bessemer-Prozeß erzeugt und angelassen worden ist. Es wurden Resultate von Versuchsreihen aus zwei Hitzen erhalten und die Kurven nach den Mittelwerten aufgetragen (Fig. 4).

Gewalzte Materialien.

Für Wellen, Pumpen- und Kolbenstangen, Klappenwirbel usw. sind gewalzte Materialien sehr erwünscht. Die Legierungen 15 bis einschließlich 18 stellen vier solcher Materialien dar. Sämtliche Stäbe hatten eine ursprüngliche Stärke von 2·54 cm (1") mit Ausnahme des Stabes Nr. 18, der 1·9 cm (¾") Durchmesser besaß. Die 2·54 cm starken Stäbe wurden in der Mitte bis auf 1·9 cm

Digitized by Google

abgedreht, und die 1·9 cm Stäbe auf 1·65 cm (0·650") Durchmesser. Die Kurven sind in den Figuren 4 und 5 enthalten.

Verdrehungsversuche (Torsionsproben).

Materialien werden ebenso oft in Fällen gebraucht, wo Verdrehungsspannungen in Frage kommen (d. i. für Zwecke, wie: Transmissionswellen, Schäfte oder Spindeln für Ventile usw.) als in solchen, wo Zug- oder Druckspannungen auftreten. Man empfand daher das Bedürfnis nach einem unmittelbaren Aufschluß über den diesbezüglichen Wert der allgemein für diese Zwecke benutzten Stoffe. Es wurden daher Versuche unternommen, um den Verdrehungswiderstand dieser Materialien zu ermitteln und man hoffte, es würden sich solche mit besonders hoher Elastizitätsgrenze finden lassen. Es wurde nur gewalztes Material untersucht.

Um möglichst vergleichsfähige Resultate zu erhalten, wurden Stangen von der gleichen Stärke (2·86 cm = $1^1/_8$") durch den Handel bezogen, hieraus Versuchsstäbe geschnitten und auf einen einheitlichen Durchmesser von 2·17 cm (0·855") abgedreht. Die einzige Ausnahme hiervon machten der 30% Nickelstahl (Reihe F) und das gewalzte Monel-Metall (Reihe M), die 2·54 cm (1") und 2·22 cm ($1^1/_8$") im Durchmesser hatten und auf 2·03 cm (0·8"), bzw. 1·9 cm ($^3/_4$") abgedreht wurden. Diese stammen von denselben Stangen wie die vorhergehenden Zerreißproben, die mit 17 und 18 numeriert waren. Die Länge des abgedrehten Teiles betrug in jedem Falle 20·3 cm (8").

Zur Erhitzung wurde eine Vorrichtung von gleicher Art wie bei den Zugversuchen benutzt, die Spule wurde 30·5 cm (12") lang gemacht (s. Fig. 6). Für die höheren Temperaturen wurden Glimmerplatten und Asbestpappe zwischen die Klauen und den Kopf der Maschine eingeschaltet, um Wärmeverluste zu vermeiden. Dies war bei den Nichteisen-Materialien nötiger als bei den Eisenmaterialien.

Die Elastizitätsgrenze wurde in allen Fällen durch zeichnerisches Auftragen der mittels des „Troptometers" abgelesenen Werte bestimmt. Die Lastzunahme wurde durch den Treibriemen von Hand reguliert und die betreffenden Verdrehungen auf der Skala abgelesen. Die Bruchfestigkeit und die Elastizitätsgrenze sind in Zoll/Pfd. per Quadratzoll angegeben und die gesamte Verdrehung in

Digitized by Google

ganzen Touren (oder Umdrehungen von je 360°) mit der Zahl der Grade hierüber hinaus.

Die Liste der untersuchten Materialien mit ihrer Analyse sind in Tabelle II enthalten.

Die Stoffe wurden sämtlich so geprüft, wie sie vom Werk kamen. Der $3^1/_2$% Nickel-Vanadium-Stahl (Legierung D) war am Werk in Öl getempert worden; der Vanadium-Werkzeugstahl (Legierung N) war augenscheinlich gehärtet worden, da er sehr schwer zu bearbeiten war und beim Anlassen (für den Versuch Na) weicher wurde.

Man hatte gehofft, daß der Stahl mit höherem Kohlenstoffgehalt eine höhere Elastizitätsgrenze ergeben würde, als sie bei den kaltgewalzten Wellen erhalten wurde. Dies traf nicht zu und sowohl die Elastizitätsgrenze als auch die Bruchfestigkeit der Legierung P waren bei 315° C (600° F) und darüber tatsächlich niedriger als die betreffenden Werte der Legierungen A und B.

Faßt man die Resultate der Legierungen D und N ins Auge, so ist auch zu erkennen, daß Wärmebehandlung wie z. B. Anlassen in Öl usw. eine höhere Lage der Elastizitätsgrenze bei den oben erwähnten Temperaturen nicht hervorbringt. Dies war vielleicht zu erwarten mit Rücksicht darauf, daß Temperaturen von 315° C und darüber die Wirkung des Anlassens aufzuheben pflegen, es ist uns jedoch nicht bekannt, ob hierüber schon früher Erfahrungen gesammelt sind. Eine größere Zahl von Versuchen ist jedenfalls erwünscht, bevor sich endgültige Schlüsse bezüglich dieser Frage ziehen lassen.

Die erzielten Kurventafeln folgen ohne weitere Erklärung in den Figuren 7 und 10. Es ist nur zu bemerken, daß die hohe Gesamtverdrehung von 61 Touren oder Umdrehungen des Stabes bei der Legierung C bei 426° C und von 39 Touren des Stabes der Legierung P bei 426° C (800° F) nicht wohl aufgetragen werden konnten.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VII$_2$

ÜBER EINIGE MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN DER METALLE BEI HÖHEREN TEMPERATUREN.

Von **F. Robin**, Paris.

(Übersetzung von J. Dumont.)

Die Versuche verschiedener Art, die wir angestellt haben, um unsere Kenntnisse über die Eigenschaften der Metalle bei höheren Temperaturen zu vertiefen, sind durch das Iron and Steel Institute in den Jahren 1910 und 1911 veröffentlicht worden und wurden durch einige Ausführungen und Kommentare der Revue de Métallurgie (1911), der Sitzungsprotokolle der französischen und belgischen Mitglieder des Internationalen Verbandes für Materialprüfungen (1911) und des Bulletin de la Société de l'Industrie minérale (1911) ergänzt. An dieser Stelle sollen, in Verbindung mit einigen Schlußfolgerungen, verschiedene Untersuchungen veröffentlicht werden, welche die allgemeinen Vorgänge erläutern, die durch Versuche an Eisen, Nickel, Kupfer und verschiedenen Legierungen klargelegt wurden.

I.

Erhöht man die Temperatur der Metalle, so weisen ihre Festigkeitseigenschaften in der Regel eine Abnahme auf. Kupfer, Aluminium und die Metalle, die im festen Zustand keine uns bekannte molekulare Umwandlung erleiden, besitzen eine Härte, eine Zug- und Druckfestigkeit, deren Wert als Funktion der Temperatur abnimmt. Zwischen 400 und 500°, bei beginnender Rotglut, scheint eine Beschleunigung in der Abnahme der Festigkeit einzutreten.

Bei Zink, Nickel, Eisen und vielen anderen Legierungen weisen die Diagramme, welche die Eigenschaftsänderungen darstellen,

Digitized by Google

ziemlich plötzlichen Richtungswechsel auf. Bei Nickel findet dieser Richtungswechsel der Festigkeitskurve in der Nähe der allotropen Umwandlung, bei 350°, statt. Man findet, daß die Druckfestigkeit und die Wirkung der Kalthärtung (Kaltreckung) als Funktion der Temperatur, statt abzunehmen, von 0 bis 300° zunehmen.

Eisen.

Zugfestigkeit und Härte nehmen beim Eisen bis zu 100° ab, steigen wieder an und weisen ein Maximum bei etwa 250° auf. Dann findet die Abnahme bis etwa 500° langsam, dann schnell statt. Diese Tatsachen scheinen durch viele Forscher genau festgestellt zu sein, wenigstens das Minimum bei 100°, vielleicht schon seit Fairbairn.

Die Druckfestigkeit ist, wie die Härte, bei der Temperatur der flüssigen Luft sehr groß. Bis 0° nimmt sie schnell ab, dann etwas langsamer bis etwa 300°, wo die Druckfestigkeit ein Minimum erreicht, auf das ein Maximum bei etwa 500°, dann ein schnelles Abnehmen bis 850° und ein weiteres langsames Fallen bei noch höheren Temperaturen folgt.

Die kaltgehärteten (kaltgereckten) Stähle zeigen stärker hervortretende Änderungen der mechanischen Eigenschaften als die geglühten Stähle.

Phosphor und Silizium vermindern die Änderungen der Härte und Festigkeit, erhöhen jedoch deren absoluten Wert, wie dies im allgemeinen für alle im Eisen gelösten Elemente der Fall ist.

Von den Spezialstählen folgen die perlitischen Legierungen denselben Gesetzen wie die Kohlenstoffstähle; durch die Gegenwart genügender Mengen eines gelösten Stoffes, wie beispielsweise von Chrom, können die Änderungen in der Härte und Festigkeit stark vermindert oder sogar vollständig unterdrückt werden.

Die martensitischen Stähle ergeben eine abfallende Festigkeitskurve ohne Maximum und Minimum; die hauptsächlichste Abnahme der Festigkeit beginnt bei 500°.

Die austenitischen Stähle verändern sich wenig bis etwa 500°. Ebenso verhalten sich die karbidhaltigen Spezialstähle.

Kaltreckung.

Mißt man die bei Zimmertemperatur zurückbleibende Wirkung der Kaltreckung bei Metallen, die bei verschiedenen

Digitized by Google

Temperaturen geschmiedet worden sind, so nimmt man eine gewisse Übereinstimmung zwischen den durch Kaltreckung hervorgebrachten Härteänderungen und denen der Stauchfestigkeit wahr, ausgenommen vielleicht bei Kupfer und dessen Legierungen, bei denen man nahe an 300° einen ersten, durch das Anlassen hervorgerufenen Richtungswechsel bemerkt, der durch die Druckversuche nicht hervorgehoben wird. Bei niedrigen Temperaturen ist die Kaltreckung des Eisens gering; die bleibende remanente Kaltreckung wächst mit den Schmiedetemperaturen bis zu 300°. Von dieser Temperatur an nimmt die durch Kaltreckung hervorgerufene Härte schnell ab.

Die austenitischen Stähle oder die Eisen-Nickel-Legierungen verändern sich bis 500° sehr wenig; die martensitischen Stähle weisen von 0° an eine mit der Drucktemperatur stetig abnehmende Härte auf.

Die Wirkungen der Lufthärtung werden durch Kaltreckung erhöht und zeigen sich schon bei niedrigeren Temperaturen als jene Wirkungen, welche die Lufthärtung ohne Schmieden begleiten.

Die gelösten Bestandteile, Nickel und insbesondere Chrom erhöhen die durch Warmschmieden hervorgebrachten Änderungen der Kaltreckung noch in ziemlich beträchtlichem Maße.

Sprödigkeit (Brüchigkeit).

Bei unseren Versuchen sind wir zu keinen quantitativen Messungen der eigentlichen Sprödigkeit gekommen. Die bisher bekannten Versuche über die Sprödigkeit des Eisens bei Zimmertemperatur nach vorhergegangenem Warmschmieden stellen eine Zone der Sprödigkeit fest, die sich zwischen 200 und 400° erstreckt. Die Versuche, bei denen die Sprödigkeit bei höheren Temperaturen an eingekerbten Probestäben bestimmt wurde (Charpy, Guillet und Revillon), ergeben ein Maximum der Sprödigkeit bei 500° und ein Minimum bei etwa 200°.

Nach unseren Beobachtungen scheint die Leichtigkeit, mit der sich Risse bilden und mit der der Bruch der Stähle beim Stauchversuch eintritt, ungefähr im umgekehrten Verhältnis zur Schmiedbarkeit zu stehen, welche durch die seitliche Ausbauchung oder Ausbreitung der um ein gegebenes Maß gestauchten Zylinder charakterisiert wird (gewissermaßen der Einschnürung beim Zugversuch entsprechend). Die seitliche Ausbauchung der Kohlenstoff-

Digitized by Google

den Erörterungen, die Ergebnisse genauer Versuche nicht günstig zu sein: wie die Feststellung dieser Eigenheit durch magnetische Erscheinungen und besonders durch Veränderungen im Klang des Eisens. In beiden Fällen scheint die Wirkung von Kalthärtung unwahrscheinlich und eine so genaue Übereinstimmung in den Eigenschaften, die so geringe Beziehung zueinander haben, wäre außerordentlich.

III.

Verschiedene Betrachtungen betreffs der Veränderungen der mechanischen Eigenschaften.

Man fühlt sich versucht, die Deutung der Druckfestigkeitskurve des Eisens mit derjenigen der Elastizitätsgrenze in Einklang zu bringen. Die Stauchung um nur $^1/_5$ e, welche den vorliegenden Messungen zugrunde liegt, würde nur eine geringe Kaltreckung zur Folge haben, so daß die Elastizitätsgrenze allein in Betracht käme. Dem scheint indessen nicht so zu sein: Wenn wir die Druckgeschwindigkeit vermindern, so nähert sich die von 500° an sehr empfindliche Festigkeitskurve stark derjenigen, welche die Veränderungen der Elastizitätsgrenze darstellt; wenn wir aber diese Geschwindigkeit so weit vermindern, daß wir bis zur statischen Druckbeanspruchung gelangen, erhalten wir eine den Zugfestigkeits- und Härtekurven wahrscheinlich parallele Schaulinie, die sich von der Kurve der Elastizitätsgrenze vollständig entfernt.

Die Kurven der dynamischen Einwirkungen sind also im Vergleich zu denjenigen der statischen in der Richtung der höheren Temperaturen verschoben. Schmiedbarkeit und Sprödigkeit sind wahrscheinlich an derselben Wirkung beteiligt. Da die seitliche Ausbauchung bei 300° ein Maximum, die Druckfestigkeit ein Minimum erreicht, betrachten wir die Schmiedbarkeit im warmen Zustande als ein Maximum in diesem Punkte. Der Zerreißversuch hingegen weist bei 300° minimale Dehnung und Einschnürung auf.

Der Punkt der maximalen Sprödigkeit beim Schmieden oder bei der dynamischen Biegebeanspruchung würde in der Nähe von 500° liegen, welcher Punkt durch alle Versuche genau festgestellt wurde. Statisch, d. h. unter dem Einflusse statischer Einwirkungen, würde dieses Maximum wahrscheinlich in der Nähe

Digitized by Google

von 300° liegen, so daß der Ausdruck: Sprödigkeit bei Blauwärme im allgemeinen gerechtfertigt wäre.

Bemerkung.

Wie uns von Osmond angegeben wurde, ergibt die Schlagbiegeprobe bei weichem Eisen unter Anwendung schwacher Schlagwirkungen einen größeren Pfeil bei der Temperatur der blauen Anlauffarbe als bei 20° (was mit den Ergebnissen der Druckprobe übereinstimmt). Ein Schlag von genügender Kraft, bzw. Kilogrammeterzahl bricht den blau angelassenen Stab entzwei und biegt den Stab bei 20°.

Wir dürfen also sagen, daß alles darauf hinweist, als ob das Metall im warmen Zustande verschieden zusammengesetzt wäre (kurzsehniger Bruch), und zwar aus einem weichen Bestandteile, der mit steigender Temperatur weicher wird, und aus einem bei höheren Temperaturen hart bleibenden Bestandteile. Die Dehnung des ersteren könnte demgemäß bei der den blauen Anlaßfarben entsprechenden Temperatur ihren normalen Wert infolge des durch den harten Bestandteil ausgeübten Druckes nicht erreichen und der Bruch würde gleich nach dem Maximum erfolgen[1]).

Erreicht das Eisen nach dem Bearbeiten im warmen Zustande wieder die Zimmertemperatur, so besitzt es bekannte Eigenschaften, die von den vorhergehenden abweichen. Das bei 300° geschmiedete Metall behält das Maximum der Kaltreckung bei; folglich muß dessen Sprödigkeit größer sein. Das Bearbeiten des Eisens bei 300° würde dem später bei Zimmertemperatur ohne vorheriges Ausglühen verwendeten Metall von Nachteil sein, während die zwischen 100 und 250° sowie die zwischen 400° und 500° erfolgte Bearbeitung trotz späteren Ausglühens stets schädlich bleiben würde, wegen des Bestrebens der Bestandteile, sich während der Bearbeitung voneinander zu trennen. Oberhalb 500° wären immer gute Bedingungen für die Bearbeitung und spätere vollwertige Verwendung vorhanden. Das erfolgreichste Schmieden findet wahrscheinlich bei 1000° statt.

---

[1]) Dies würde die Hypothese einer Umwandlung bestätigen (einer allotropen oder einer nichtallotropen, je nach der für die Allotropie angenommenen Definition), entweder einer unvollständigen Umwandlung, wie sie für Wasser zutrifft, oder einer unvollständigen molekularen Polymerisation, nach Osmond.

Digitized by Google

IV.

Zusammenfassend kann man sagen, daß oberhalb Rotglut die Eigenschaften der Metalle untereinander übereinstimmen. Die Geschwindigkeit der Kraftwirkungen beeinflußt die harten Metalle gleichförmig und regelmäßig, je nachdem sie ihre Elastizität einbüßen. Eine allotrope Veränderung, wie sie beim Eisen stattfindet, ist dann ohne merklichen Einfluß. In der Nähe von 700° fällt die Festigkeit des Eisens schnell, wie bei allen anderen Metallen, und die übrigens allmählich stattfindende α—β-Umwandlung wird nicht wahrgenommen. Bei etwa 800° wird die β-Modifikation nur ganz leicht durch die Härteprobe und die von Le Blant[1]) festgestellten Schaulinien angedeutet sowie durch die Bruchfestigkeit des weichen Eisens, was vielleicht mit den Versuchen von Rosenhain und Humphrey[2]) übereinstimmt.

Unterhalb 500° sind die Eigenschaften der Metalle Funktionen ihres durch Kaltreckung bewirkten Zustandes und ihrer bei der vorhandenen Temperatur und im Augenblick der Messungen möglichen partiellen oder vollständigen allotropen Umwandlungen. Nach Rückkehr zur Zimmertemperatur sind sie Funktionen dieser Zustände, insoweit sie entsprechend einer bestimmten Abkühlungsgeschwindigkeit zurückbleiben.

Die Untersuchung der ersteren ist derzeit von großem Interesse, das leichte und zur Genüge bekannte Studium der letzteren findet eine Erklärung in den Gesetzen der Kaltreckung, des Abschreckens und Anlassens.

Mit der Hypothese, welche notwendigerweise eine Beziehung zwischen der Kaltreckung und den im Eisen bei 100—250° stattfindenden Vorgängen vorsieht, war es uns möglich, eine auf der Bildung eines durch Druck- und Kalthärtungswirkungen hervorgerufenen allotropen Metalles beruhende Erklärung zu geben. (Es ist bekannt, daß die Umwandlungspunkte durch Druck erniedrigt werden.) Unter dem Einfluß von Druck und Kaltreckung dürfte sich oberhalb 100° β-Eisen bilden, das sich mit dem α-Eisen vermischen würde. Obgleich es umso leichter entsteht, je höher die Temperatur ist, verliert es von 300° an jede Wirkung, da es infolge des bei diesen Temperaturen auftretenden Ausglühens, das die Kaltreckung und

---

[1]) Assoc. des méth. d'Essais 1909.

[2]) Proc. of the Royal Soc. 1909.

Digitized by Google

die inneren Spannungen zerstört, immer schneller nach seiner Bildung vernichtet wird.

Ob nun die Umwandlung bei 100—250° einer neuen allotropen Umwandlung oder dem Auftreten der Osmondschen β-Modifikation zuzuschreiben ist, sie spielt nichtsdestoweniger die Rolle einer Zustandsänderung. Der Einfluß der Geschwindigkeit der Kraftwirkungen läßt sich beispielsweise folgendermaßen erklären: Damit eine bei einer bestimmten Temperatur stattfindende Umwandlung auftrete, ist eine gewisse Zeit erforderlich, die umso kürzer ist, je höher die Temperatur. Während der langsamen Druckbeanspruchung hat das durch Kaltreckung entstehende allotrope Eisen Zeit, sich bei der entsprechenden Temperatur zu bilden und die Probe zu beeinflussen; bei den schnell stattfindenden Proben wäre die dazu erforderliche Zeit erst bei höheren Temperaturen gegeben, wo dasselbe sich schnell bildet; hieraus läßt sich das Verschieben der Kurven der statischen und der dynamischen Wirkungen gegeneinander erklären.

Hier nehmen wir an, daß die Umwandlung dem durch Kaltreckung hervorgerufenen β-Eisen zuzuschreiben ist. Wollten wir uns zu der Hypothese einer eigenen Umwandlung entschließen, so müßten wir annehmen, daß das neue Eisen ebenso wie das Eisen der Spezialstähle die Eigenschaft besäße, den statischen Einwirkungen einen viel größeren Widerstand entgegenzusetzen als den dynamischen, solange seine mit der Temperatur steigende Formbarkeit nicht genügen würde, diese Eigenschaft aufzuheben und dem Metall zu gestatten, den schnellen Einwirkungen jene Trägheit entgegenzustellen, die den weichen Metallen eigen ist.

Die erste Hypothese zogen wir der zweiten so lange vor, bis wir die Klangversuche unternahmen.

Die Einwirkung der Geschwindigkeit auf die Resultate der Stauchfestigkeit scheint nicht stetig zu sein: Oberhalb einer gewissen Fallgeschwindigkeit der Bären verändert sich die Stauchfestigkeit wenig; man muß aber natürlich auch vor allem die Zeit, während welcher die Stauchbeanspruchung des Metalles erfolgt. in Rechnung ziehen und nicht direkt die Eigengeschwindigkeit des Bären im Momente des Aufschlagens. Andererseits ist beim Eisen die bei der statischen Stauchbeanspruchung aufgewendete Arbeit praktisch geringer als die eine gleiche Formveränderung erzielende Schlagarbeit; in letzterem Falle ist die verlorene Energie immer beträchtlich.

Digitized by Google

Im Augenblick des Schlages ist die zur Dämpfung der konstanten Geschwindigkeit von Bären verschiedener Gewichte erforderliche Zeit wahrscheinlich größer, wenn die Stauchwirkung durch einen einzigen Schlag erfolgt, als wenn sie durch eine Reihe von Schlägen gleicher Geschwindigkeit, welche dieselbe Formveränderung hervorrufen, gebildet wird; wenn aber auch diese Zeit nicht notwendigerweise der Größe des Druckes proportional ist, so dürfte sie sicherlich in dem Falle eines einzigen Schlages kleiner sein als im Falle der Summe von Partialdrücken (ein Teil der durch Stoß erzielten Stauchwirkung ist elastisch; die Wirkung verbreitet sich hier mit der Geschwindigkeit des Schalles; somit ist die entsprechende Zeit sehr kurz). Die Stauchzeit wäre mithin größer, wenn die Zahl der Stöße zunimmt, woraus hervorgehen würde, daß, wie auch der Versuch beweist, die Arbeit, die nötig wäre, um einen gegebenen Druck zu erzielen, bei den weichen Metallen kleiner wäre.

Bei harten und elastischen Metallen ist das Umgekehrte der Fall. Die zur elastischen Formveränderung erforderliche Arbeit ist bei Anwendung mäßiger oder starker Stöße gleich (Kick, Martens). Bei unseren Versuchen ist der Verlust infolge des Rückpralles sehr bedeutend; da er sich bei jedem Stoß wiederholt, vermindert er das günstige Ergebnis dieser Untersuchungsmethode. Die Summe der durch Schwingungen verlorenen Arbeit hat die gleiche Wirkung.

Die Schmiedbarkeit des Metalles verändert sich mit der Versuchstemperatur. Jeder Temperatur entsprechen verschiedene Wirkungen der Geschwindigkeit und der Zahl der Probeschläge. Der Punkt, in dem diese Wirkungen ihre Richtung zu ändern und sich demgemäß aufzuheben scheinen, liegt für Stahl bei etwa 400°; hier scheint das Metall sozusagen aus der Klasse der „harten Metalle“ in die der „weichen Metalle“ überzugehen.

Die statischen Wirkungen scheinen stärker als die entsprechenden dynamischen in den Legierungen Eisen-Nickel, den austenitischen Stählen und einigen martensitischen Stählen zu sein. Wenn aber bei den gewöhnlichen Kohlenstoffstählen die tatsächlichen dynamischen Wirkungen den entsprechenden statischen Wirkungen zufällig gleich sind, so darf man unserer Ansicht nach hierin nicht mehr als eine Übereinstimmung erblicken, die durch die besonderen Werte der Elastizität und der Kaltreckung des Metalles, der Beständigkeit seines Zustandes und vor allem seiner Temperatur hervorgerufen wurde.

Digitized by Google

Zusammenfassung.

Der Autor erörtert einige Schlußfolgerungen und einige Proben zur Erklärung von Erscheinungen, die erfahrungsgemäß bei Eisen, Nickel, Kupfer und einigen Legierungen auftreten.

Die Änderung der mechanischen Eigenschaften der Elemente mit Ausnahme des Eisens erfolgt ziemlich regelmäßig; man findet in den Diagrammen Richtungsänderungen. Manchmal entsprechen die plötzlichen Abbiegungen allotropen Umwandlungen (Nickel).

Das Eisen und die perlitischen Stähle leisten den statischen Beanspruchungen gegenüber bei 100° ein Minimum, bei 250° ein Maximum des Widerstandes und bieten bei 500° eine plötzliche Richtungsänderung (in Übereinstimmung mit den Ergebnissen zahlreicher Forscher). Dynamischen Beanspruchungen gegenüber ist das Widerstandsminimum nahe an 300°, das Maximum bei 500°.

Die bleibende (remanente) Kaltreckung, die auf verschiedene Weise gemessenen Änderungen der Brüchigkeit und Zähigkeit im warmen Zustande lassen die beobachteten Erscheinungen auf eine immer geringer werdende Zahl von Ursachen zurückführen und im weiteren Verlauf auf eine gewisse Einheit schließen.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VII 3

VERÄNDERUNG DER HÄRTE DER STÄHLE MIT DER TEMPERATUR.

Von **Felix Robin**, Paris.

(Übersetzt von O. Vogel in Düsseldorf.)

Die nach der Kugeldruckprobe bestimmte Härte eignet sich sehr gut zum Studium der Metalle in der Wärme und in der Kälte. Das Eisen erleidet je nach der Temperatur sehr bedeutende Veränderungen seiner mechanischen Eigenschaften. Die wichtigsten Erscheinungen, die man dabei beobachtet, sind folgende:

1. Die Härte zeigt um 100° herum ein Minimum und bei etwa 250° ein Maximum, eine Tatsache, die Brinell im Jahre 1905 an einem basischen Flußstahl sowie an einem sehr weichen sauren Flußeisen beobachtet hat, und die in Übereinstimmung steht mit den Veränderungen der Festigkeit, die seit Fairbairn von einer großen Zahl von Forschern ermittelt worden sind.

Demozay hat in gleicher Weise verlaufende Veränderungen beim Studium des extraharten Stahles und ihr Auftreten in verminderter Stärke bei zwei Chromstählen[1]) festgestellt.

2. Die Härte nimmt bei niedrigen Temperaturen bis zur Verdopplung zu, zum mindesten bei der Temperatur der flüssigen Luft; eine Tatsache, die R. A. Hadfield im Jahre 1905 nachgewiesen hat.[2])

Unsere Untersuchungen, deren Ergebnisse wir auf Veranlassung des Verbandes hier zusammenfassen, haben sich darauf beschränkt, diese Messungen auf eine große Zahl von Stählen

[1]) „Revue de Métallurgie“ 1907. „Journal of the Iron and Steel Institute“ 1907, III. S. 144.

[2]) „Journal of the Iron and Steel Institute“ 1905, I. S. 147 ff.

Digitized by Google

auszudehnen. Die vielleicht etwas neu erscheinenden Ergebnisse, die wir dabei erhalten haben, sind folgende:

Das Sinken der Härte des Eisens nach der Temperatur von 250° erfolgt in mehreren Absätzen; zunächst langsam bis 350° oder 400°, hierauf bis ungefähr 600° ziemlich rasch, dann aber nimmt die Härte mit der Temperatur nur sehr langsam ab.

Die hypereutektischen Stähle zeigen vom Maximum an eine stetige Abnahme bis gegen 750° hin; eine ähnliche Tatsache scheint in den Kurven, die seinerzeit von Howard für die Veränderungen der Festigkeit aufgestellt worden sind[1]), zum Ausdruck zu kommen.

Das Silizium und der Phosphor bringen die Krümmungen in den Kurven der Veränderung der Härte von 100 bis 250° zum Verschwinden.

Gußeisen zeigt diese Veränderung in viel geringeren Maße; wenn der Phosphorgehalt bedeutend ist, besteht sie überhaupt nicht mehr. Der Beginn des Sinkens der Härte liegt bei etwa 400°.

Die perlitischen Spezialstähle erfahren dieselben Veränderungen der Härte wie die Kohlenstoffstähle. Das Chrom unterdrückt die Krümmung der Kurve von 100—250°. Die gehärteten und martensitischen Stähle nehmen an Härte bis zu 150 bezw. gegen 300° langsam, hierauf bis zur Rotglut rasch ab.

Die austenitischen Stähle besitzen eine Härte, die bis 800° sehr wenig abnimmt; die den Härteveränderungen entsprechenden Kurven verlaufen fast geradlinig. Die martensitischen Umwandlungen, die durch die Abkühlung bis zu niedrigen Temperaturen entstehen, verursachen auch in erheblichem Maße eine Steigerung der Härte. Die Umwandlungen des Metalles lassen sich durch dieses Verfahren deutlich verfolgen.

Die Schnelldrehstähle bewahren ihre Härte bis zu einer hohen Temperatur; die sehr gut gehärteten Stähle besitzen eine Härte, die bis gegen 600° hin wenig schwankt. Die Härte nimmt nicht nur mit steigender Temperatur ab, sondern ist auch abhängig von der Wirkungsdauer der verschiedenen Temperaturen.

Die Kaltreckung der Stähle erzeugt hier wie anderwärts Wirkungen, die denen des Härtens ähnlich sind.

Alle Einzelheiten und Zahlenangaben, die sich auf die vorliegenden Studien beziehen, sind in den Jahren 1908 und 1909 in der „Revue de Métallurgie“ veröffentlicht worden.

[1]) „Iron Age“ 1890.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VII4

DIE ÄNDERUNG DER MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN UND DER STRUKTUR EINIGER ZWISCHEN 600°–1000° C AUSGEGLÜHTER WERKZEUGSTÄHLE.

Von **Sigismund v. Fábry.**

Aus dem metallographischen Laboratorium des kön. ung. Eisen- und Stahlwerkes in Diósgyör (Ungarn).

Stahl erleidet durch Wärmebehandlung Veränderungen. Die nachfolgend beschriebenen Versuche hatten den Zweck, festzustellen, welche Veränderungen Stahl bei Wärmebehandlungen bezüglich der mechanischen Eigenschaften und in Bezug auf seine Mikrostruktur erleidet.

Als Versuchsmaterial wurden Werkzeugstähle mit einem Carbongehalt von 0·58—1·36% gewählt. Dieselben hatten folgende chemische Zusammensetzung:

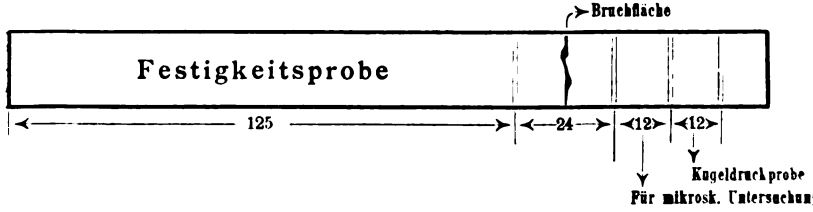
Bezeichnung	Analyse			Haltepunkte					
				Ac			Ar		
	C	Si	Mn	Anfang	Max.	Ende	Anfang	Max.	Ende
A	1·36	0·18	0·43	730	735	800	695	695	580
B	1·11	0·26	0·34	725	730	780	695	675	580
C	0·92	0·27	0·30	730	735	800	680	675	600
D	0·81	0·24	0·40	720	725	800	675	675	580
E	0·58	0·20	0·53	725	735	800	680	680	580

Digitized by Google

Die in obiger Tabelle angeführten Haltepunkte sind mit dem Saladin'schen Apparate bestimmt. Sowohl die Pyrometer, als auch die zu den Versuchen verwendeten Galvanometer wurden vorher geeicht.

Aus den angeführten Werkzeugstahl-Sorten wurden 30×30 mm □ Stangen geschmiedet und auf 200 mm Länge kalt zerschnitten. In Gruppen wurden diese Stücke bei 600°, 650°, 700°, 750°, 800°, 850°, 900°, 950° und 1000° C ausgeglüht. Das Ausglühen erfolgte in einem Retortenofen, wobei die Temperatur ganz gleichmäßig war. Die Proben wurden kalt eingesetzt, der Retortenofen hingegen zeigte eine Temperatur von zirka 400° C. Die gewählte Temperatur wurde 3 Stunden lang erhalten, sodann kühlten die Stücke mit dem Ofen ab bis zirka 100° C, hierauf wurden die Stücke dem Ofen entnommen.

Die einzelnen Probestücke wurden nach folgender Skizze zerteilt:



Der Stab für die Festigkeitsproben hatte einen Querschnitt von 50 mm² und 80 mm Markendistanz. Er wurde auf einer liegenden Zerreißmaschine mit Handbetrieb zerrissen.

Die Brinell'sche Kugeldruckprobe wurde mit dem Apparate der Actiebolaget Alpha bei 3000 kg Druck mit einer 10 mm ⊃ Kugel durchgeführt.

Die Mikrostruktur wurde mit Hilfe des Martens'schen Apparates bei 150 und 500facher Vergrößerung photographiert.

Die Resultate der Festigkeits- und der Kugeldruckprobe sind aus den Tabellen und Diagrammen I—XIV zu ersehen. Wie sich die verschiedenen Sorten bei gleicher Temperatur verhalten, zeigen die Tabellen und Diagramme I—IX. Das Verhalten der einzelnen Stahlqualitäten bei verschiedenen Temperaturen ist aus den Tabellen und Diagrammen X—XIV zu ersehen.

Digitized by Google

Tabelle I. Geglüht bei 600° C.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
A	93·2	—	6·2	11·6	262
B	90·4	—	9·7	20·8	248
C	86·4	—	12·0	23·0	228
D	75·2	—	13·1	37·6	212
E	70·0	—	15·8	43·4	196

Tabelle II. Geglüht bei 650° C.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
A	91·2	48·0	8·5	14·0	255
B	88·8	36·0	12·6	23·0	235
C	84·8	30·0	13·0	25·2	217
D	74·8	30·0	14·0	35·6	207
E	69·2	32·0	17·7	49·0	183

Tabelle III. Geglüht bei 700° C.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
A	86·8	34·0	9·6	16·2	228
B	76·4	38·0	10·3	23·0	185
C	69·2	26·0	11·5	33·6	163
D	70·0	28·0	17·8	43·4	187
E	59·2	28·0	20·7	59·2	174

Tabelle IV. Geglüht bei 750° C.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
A	65·6	32·0	14·6	37·6	192
B	62·0	28·0	19·6	49·0	170
C	64·0	24·0	17·8	43·4	174
D	70·8	22·0	14·6	29·4	183
E	66·0	26·0	18·6	43·4	176

Tabelle V. Geglüht bei 800° C.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
A	63·5	33·4	17·3	36·8	187
B	64·4	26·0	16·7	36·8	178
C	79·8	22·0	10·5	14·8	212
D	72·3	22·0	12·5	14·8	196
E	68·1	28·0	19·1	36·8	187

Tabelle VI. Geglüht bei 850° C.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
A	65·6	30·0	13·7	27·4	187
B	68·0	18·0	10·3	18·6	196
C	78·8	—	9·1	14·0	207
D	74·0	26·0	13·1	23·0	187
E	68·0	28·0	17·9	35·6	183

Tabelle VII. Geglüht bei 900° C.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
A	71·8	28·0	4·5	5·0	209
B	78·9	20·8	6·1	10·0	207
C	79·1	22·0	8·7	14·8	216
D	70·6	22·0	13·1	19·4	203
E	69·0	28·0	18·6	36·8	185

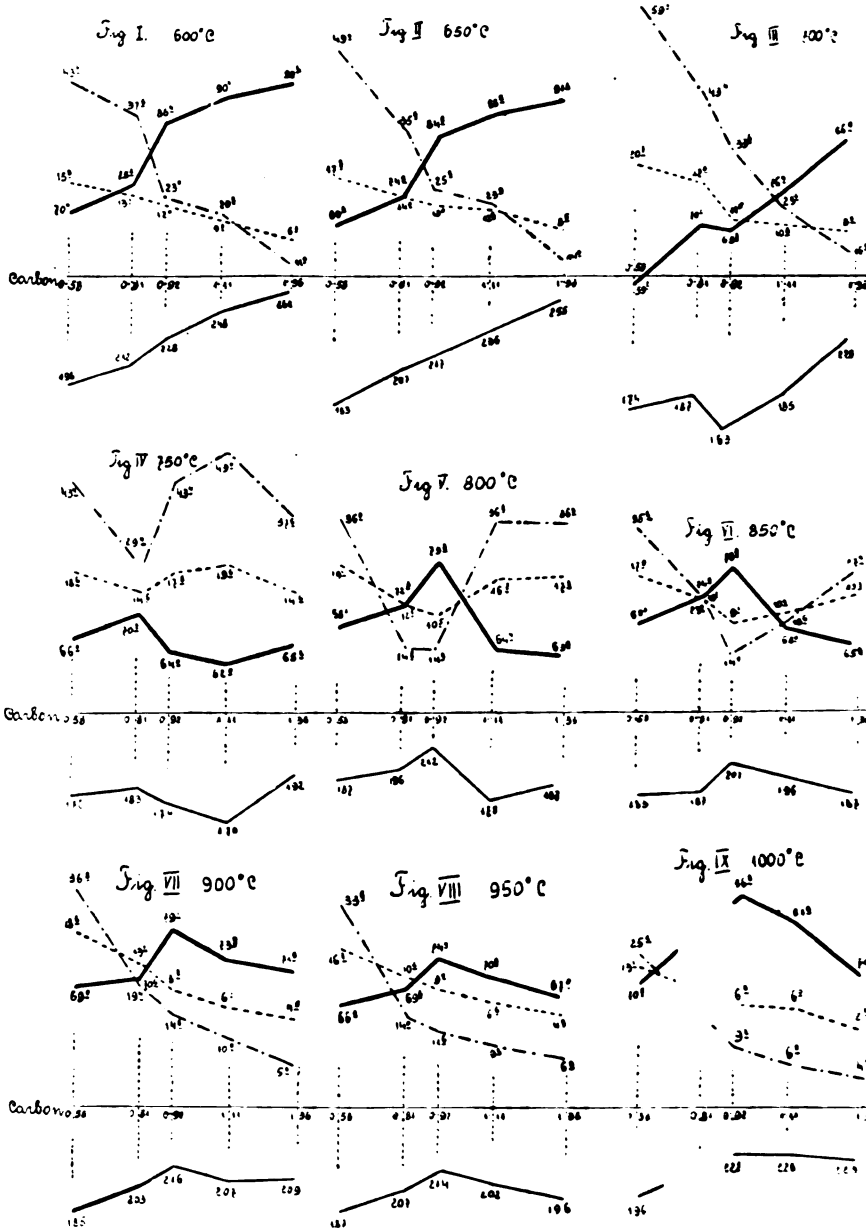
Tabelle VIII. Geglüht bei 950° C.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
A	67·2	20·0	4·6	6·8	196
B	70·8	18·0	6·6	9·2	202
C	74·4	22·0	9·0	11·6	214
D	69·6	22·0	10·2	14·0	207
E	66·0	26·0	16·7	33·6	187

Tabelle IX. Geglüht bei 1000° C.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
A	71·6	—	2·6	4·4	223
B	81·6	26·0	6·0	6·8	228
C	86·8	26·0	6·8	9·2	228
D	—	—	—	—	—
E	70·8	28·0	13·1	25·2	196

Digitized by Google



Digitized by Google

Aus den Tabellen und Diagrammen I—IX ergibt sich

a) daß Carbonstahl bei den Temperaturen von 600—700° C geglüht umso größere absolute Festigkeit hat, je höher der Carbongehalt ist.

b) Bei 750° C geglüht fällt die absolute Festigkeit bei allen Sorten, auffallend bei Sorten mit hohem Carbongehalt.

c) Bei 800—1000° C geglüht steigt beim Carbonstahl wiederum die absolute Festigkeit. Relativ höher steigt die absolute Festigkeit bei jenen Stahlsorten, deren Carbongehalt in der Nähe des Eutektikums liegt (Stahl „C" mit 0·92% C und des „D"-Stahles mit 0·81%). Die absolute Festigkeit dieser Stähle übersteigt jetzt jene, die höheren oder minderen Carbongehalten zukommen. Dieses auffallende Verhalten veranlaßte eine Kontrolle der Versuche, welche jedoch das gleiche Resultat ergab. Es könnte dies der eutektischen Zusammensetzung zugeschrieben werden. Die Versuche in dieser Richtung werden fortgesetzt.

d) Die Dehnung und die Kontraktion verhalten sich den absoluten Festigkeiten gegenüber umgekehrt; bei den höheren Temperaturen geglüht vermindern sich diese Werte allgemein.

e) Die Resultate der Kugeldruckproben laufen parallel mit den absoluten Festigkeiten.

Tabelle X. C = 1·36.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
A 600	93·2	—	6·2	11·6	262
650	91·2	48 0	8·5	14·0	255
700	86 8	34·0	9·6	16·2	228
750	65·6	32·0	14·6	37·6	192
800	63 5	33·4	17·3	36·8	187
850	65 6	30·0	13·7	27 4	187
900	71·8	23 0	4·5	5·0	209
950	67·2	20·0	4 6	6·8	196
1000	71·6	—	2·6	4·4	223

Tabelle XI. C = 1·11.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
B 600	90·4	—	9·7	20·8	248
650	88·8	36·0	12·6	23·0	235
700	76·4	38·0	10·3	23·0	185
750	62·0	28·0	19·6	49·0	170
800	64·4	26·0	16·7	36·8	178
850	68·0	18 0	10·3	18·6	196
900	73·9	20·8	6·1	10·0	207
950	70·8	18·0	6·6	9·2	202
1000	81·6	26·0	6·0	6·8	228

Tabelle XII. C = 0·92.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
C 600	86·4	—	12·0	23·0	228
650	84·8	30·0	13·0	25·2	217
700	69·2	26·0	11·5	33·6	163
750	64·0	24·0	17·8	43·4	174
800	79·8	22·0	10·5	14·8	212
850	78·8	—	9·1	14·0	207
900	79·1	22·0	8·7	14·8	216
950	74·4	22·0	9·0	11·6	214
1000	86·8	26 0	6·8	9·2	228

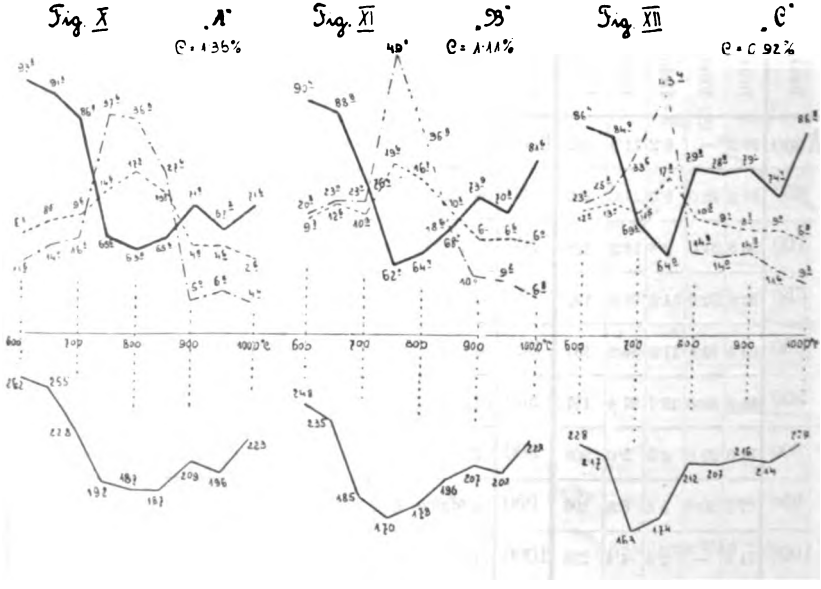
Digitized by Google

Tabelle XIII. C = 0·81.

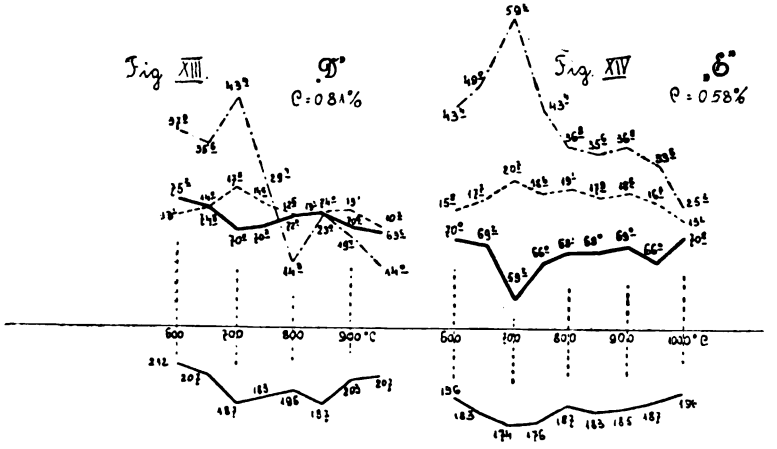
Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
D600	75·2	—	13·1	37·6	212
650	74·8	30·0	14·0	35·6	207
700	70·0	28·0	17·8	48·4	187
750	70·8	22·0	14 6	29·4	183
800	72·3	22·0	12 5	14·8	196
850	74 0	26·0	13·1	23·0	187
900	70·6	22 0	13·1	19·4	208
950	69·6	22 0	10·2	14·0	207
1000	—	—	—	—	—

Tabelle XIV. C = 0·58.

Bezeichnung	Bruchgrenze	Fließgrenze	Dehnung	Kontraktion	Brinell'sche Härte
E600	70·0	—	15·8	43·4	196
650	69·2	32·0	17·7	49·0	183
700	59·2	28·0	20·7	59·2	174
750	66·0	26 0	18·6	43 4	176
800	68·1	28·0	19·1	36·8	187
850	68·0	28·0	17·9	35·6	183
900	69·0	28·0	18·6	36·8	185
950	66·0	26·0	16 7	33·6	187
1000	70·8	28·0	13·1	25·2	196



Digitized by Google



Aus den Tabellen und Diagrammen X—XIV ergibt sich, daß man die mechanischen Eigenschaften der Carbonstähle unter weiten Grenzen variieren kann, und daß man die geringste Festigkeit, jedoch größte Kontraktion und Dehnung dann erhält, wenn man das Ausglühen zwischen 700—800° C durchführt.

Tabelle XV. **Stahl „A" mit 1·36% C**

Abb. Nr.	Behandlung	Mikrostruktur	Bemerkung
1	Geschmiedet 30 × 30 mm ▱	Freier Cementit und Perlit	Netzartiger Cementit, dessen Maschen teils mit lamellenartigem, teils mit körnigem Perlit erfüllt.
2	Geglüht bei..... 650° C		Der freie Cementit beginnt in Perlit überzugehen.
3	„ „ ..... 700° C	Feinkörniger Cementit	Die Struktur erscheint gleichmäßig, weil der Cementit in kleine Körner zerfiel.
4	„ „ ..... 750° C		Wie 3, die Körner sind feiner.
5	„ „ ..... 800° C	Freier Cementit und körniger Perlit	Der Cementit konzentriert sich wieder zu kleinen Kristallen.
6	„ „ ..... 850° C		
7	„ „ ..... 900° C	Freier Cementit, körniger und lamellarer Perlit	Wie 5 und 6. Die Kristalle des Cementit sind größer, der Perlit zum Teil in Lamellen.
8	„ „ ..... 950° C	Freier Cementit und lamellarer Perlit	Die Struktur ist wesentlich verändert. Der Cementit bildet ein Netz mit großen Maschen. Der Stahl ist überhitzt.
9	„ „ .....1000° C		

Digitized by Google

Tabelle XVI. **Stahl „C“ mit 0·92% C**

Abb. Nr.	Behandlung	Mikrostruktur	Bemerkung
10	Geschmiedet 30 × 30 mm [/]	Eutektisch	Körniger Perlit.
11	Geglüht bei..... 650° C		Körniger Perlit mit größeren Körnern.
12	„ „ ..... 700° C		Die Struktur ist ganz gleichmäßig und wesentlich verschieden von den übrigen Proben.
13	„ „ ..... 750° C		
14	„ „ ..... 800° C		Körniger Perlit.
15	„ „ ..... 850° C		
16	„ „ ..... 900° C		Lamellarer Perlit.
17	„ „ ..... 950° C		
18	„ „ .....1000° C		Anzeichen der überhitzten Struktur.

Tabelle XVII. **Stahl „E“ mit 0·58% C**

Abb. Nr.	Behandlung	Mikrostruktur	Bemerkung
19	Geschmiedet 30 × 30 mm [/]	Freier Ferrit und Perlit	Netzartiger Ferrit, dessen Maschen mit körnigem Perlit erfüllt.
20	Geglüht bei..... 650° C		Ferrit beginnt in Perlit überzugehen.
21	„ „ ..... 700° C	Kleinere Ferritkristalle und Perlit	Wesentlich veränderte Struktur gegenüber den anderen Proben, weil der Ferrit gleichmäßig verteilt ist.
22	„ „ ..... 750° C		
23	„ „ ..... 800° C	Freier Ferrit und Perlit	Der Ferrit bildet ein Netzwerk, der Perlit ist zum Teil körnig, zum Teil lamellenartig.
24	„ „ ..... 850° C		
25	„ „ ..... 900° C		Ein Netzwerk von großen Ferritkristallen, erfüllt mit vorwiegend körnigem Perlit.
26	„ „ ..... 950° C		
27	„ „ .....1000° C		

Digitized by Google

Sämtliche Stahlsorten wurden bei den verschiedenen Glühtemperaturen auf ihr Gefüge untersucht und bei verschiedenen Vergrößerungen photographiert. In den Abbildungen 1—27 zeigen wir die Stähle mit 1·36 %, 0·92 % und 0·58 % Carbongehalt bei 500facher Vergrößerung. Die Erklärungen des Gefüges sind aus den Tabellen XV—XVII zu sehen.

Entsprechend den mechanischen Veränderungen zeigt sich bei den Temperaturen zwischen 700—800° C, daß auch das Gefüge der Stähle bei diesen Temperaturen eine wesentliche Veränderung erfährt.

Resultate.

Aus den durchgeführten Versuchen ergibt sich, daß Stähle die der eutektischen Zusammensetzung nahestehen, sich beim Ausglühen wesentlich anders verhalten als die übrigen, daß die geringste absolute Festigkeit beim Glühen bis nahezu dem Kaleszenzpunkte eintritt und daß die mechanischen Eigenschaften der Carbonstähle durch Ausglühen in weiten Grenzen veränderlich sind; es können daher die Zerreißproben-Resultate bei Werkzeugstählen kein Maßstab für die Güte derselben sein.

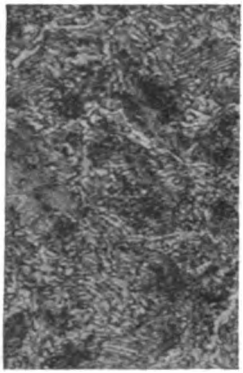
Zusammenfassung.

Der Verfasser kommt zu dem Resultate, daß die Werkzeugstähle durch thermische Behandlung derart verändert werden, daß deren Beurteilung eher noch auf Grund der chemischen Analyse vorgenommen werden soll.

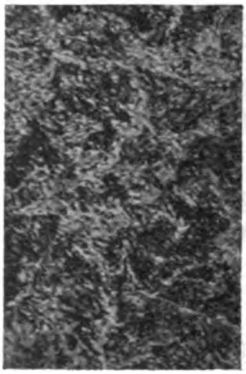
Digitized by Google

Stahl „A“ mit 1·36 % C

Geschmiedet und geglüht. Vergr. 500 ×.

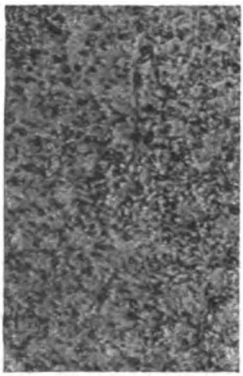


Geschmiedet

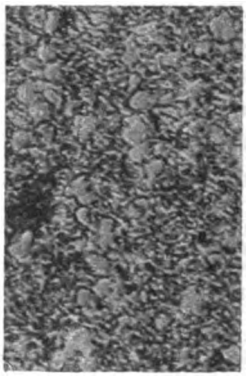


650°

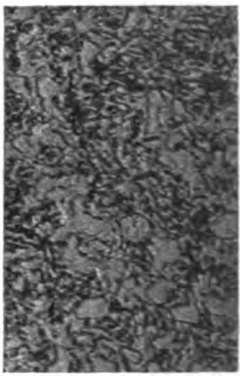
700°



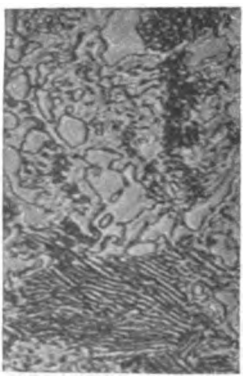
750°



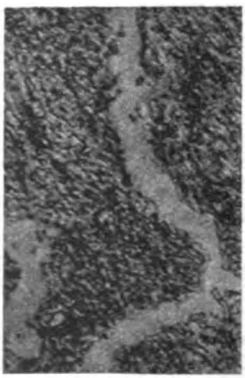
800°



850°



900°



950°

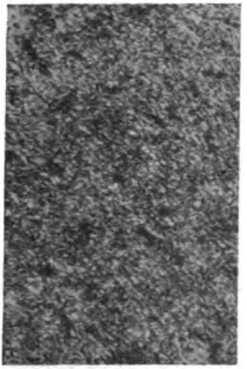
1000°

Abb. 1—9.

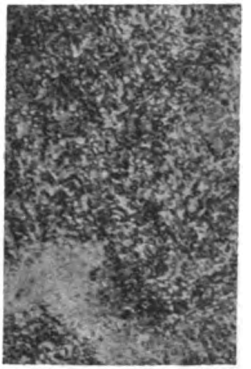
Digitized by Google

Stahl „C“ mit 0·92 % C

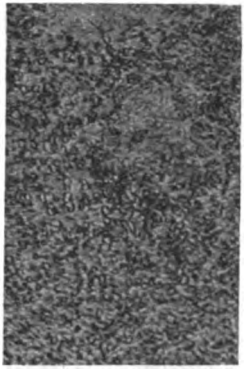
Geschmiedet und geglüht. Vergr. 500 ×.



Geschmiedet



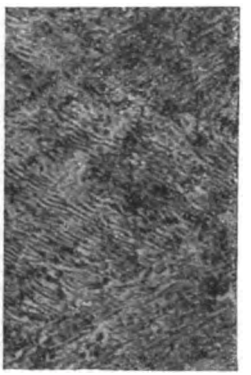
650°



700°

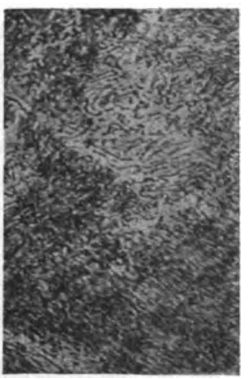
750°

800°

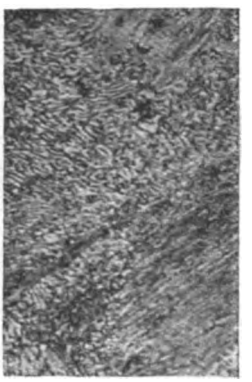


850°

900°



950°



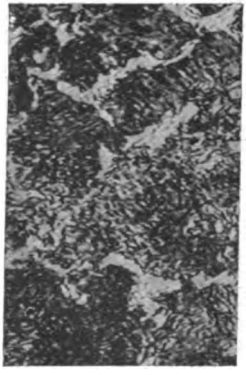
1000°

Abb. 10—18.

Digitized by Google

Stahl „E“ mit 0·58 % C

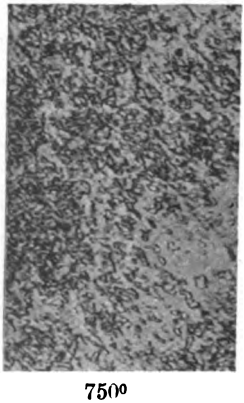
Geschmiedet und geglüht. Vergr. 500 ×.



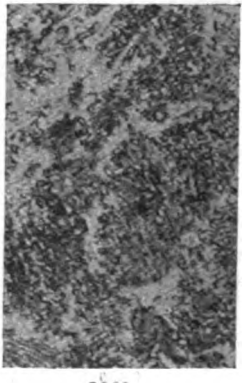
Geschmiedet

650°

700°

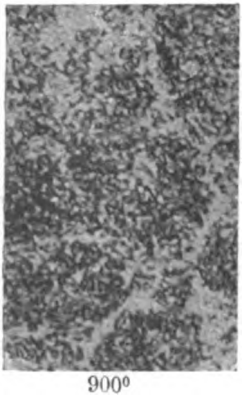


750°

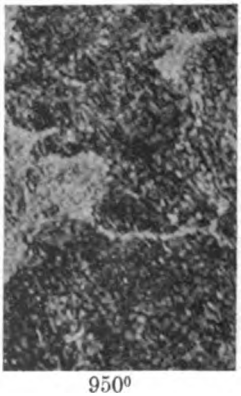


800°

850°



900°



950°

1000°

Abb. 19—27.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VII5

UNTERSUCHUNG DER AUS DEN ZEMENTIERUNGSMITTELN ENTWEICHENDEN GASE.

Von **de Nolly** und **Veyret**,

Laboratorium der Werke von St.-Chamond.

(Übersetzt von J. Lamort.)

A. Zweck dieser Untersuchung.

Diese Versuche sind zu dem Zwecke angestellt worden, um die Ursachen der heftigen Entwicklung explosiver Gase, welche im Verlaufe des Zementierungsprozesses stattgefunden hat, festzustellen. Wir haben zu diesem Zwecke verschiedene Untersuchungen durchgeführt.

1. Analysen von Kohle und Zementierungsmitteln.

2. Bestimmung der Volumina der von den Zementierungsmitteln bei Temperaturerhöhungen von 100° zu 100° entwickelten Gase, und zwar bei Erhitzung von der Normaltemperatur bis gegen 1100°.

3. Analysen der Gase, welche sich von 100° bis 300°, ferner bei 850° und bei 1050° entwickelt haben.

4. Zementierungsversuche bei 850° und bei 1050°, um den Einfluß der Zusammensetzung der Gase auf die Tiefe der Einwirkung des Zementierungsverfahrens festzustellen.

B. Angestellte Untersuchungen.

1. Analyse der Kohle und der Zementierungsmittel.

		Zusammensetzung:	
Zementierungsmittel Nr. 1	Reine Holzkohle . . .	Feuchtigkeit	4·350
		Asche	4·200
		Flüchtige Bestandteile .	30·800
		Schwefel	0·027
		Fester Kohlenstoff . .	60·500

Digitized by Google

Zementierungsmittel Nr. 2	Holzkohle	90%	in Gewichten
	$BaCO_3$	10%	„
Zementierungsmittel Nr. 3	Holzkohle	70%	„
	$BaCO_3$	30%	„
Zementierungsmittel Nr. 4	Holzkohle	50%	„
	$BaCO_3$	50%	„
Zementierungsmittel Nr. 5	Holzkohle bei 1000° unter Luftabschluß geglüht	70%	„
	$BaCO_3$	30%	„
Zementierungsmittel Nr. 6	Holzkohle bei 1000° unter Luftabschluß geglüht	50%	„
	$BaCO_3$	50%	„
Zementierungsmittel Nr. 7	Ruß	20%	„
	Gips	40%	„
	Ferrocyankalium	40%	„
Zementierungsmittel Nr. 8	Trockene Holzkohle	20%	„
	Kochsalz	51%	„
	Ferrocyankalium	23%	„
	Feuchtigkeit	6%	„
Zementierungsmittel Nr. 9	Tierische Abfallstoffe (Horn, Haare)	20%	„
	Pflanzenfaser	50%	„
	Na_2CO_3	11%	„
	Neutrale Körper (Quarz, Ziegelmehl)	5%	„
	Feuchtigkeit	14%	„
Zementierungsmittel Nr. 10	Stoffe pflanzlichen Ursprungs (Zucker, Kakao usw.)	70%	„
	Na_2CO_3	13%	„
	Neutrale Körper	3%	„
	Feuchtigkeit	14%	„

2. Bestimmung des Gasvolumens, welches die Zementierungsmittel bei Erhitzung von der Normaltemperatur bis gegen 1100° abgeben.

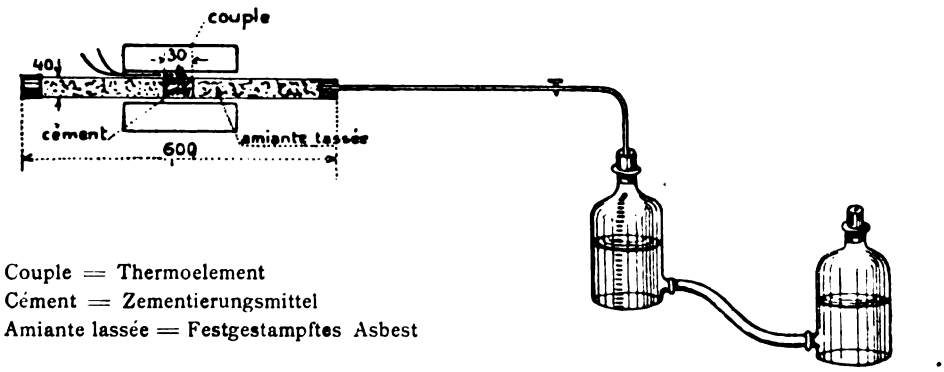
Wir erhitzten 30 Gramm des Zementierungsmittels in einem Porzellanrohr, welches in einen elektrischen Widerstandsofen eingeschoben wurde, wobei wir die entwickelten Gase in einem graduierten Gefäße auffingen. Die Temperatur wurde durch ein Thermoelement angegeben, das sich zwischen Porzellanrohr und Ofen befand. (Siehe die folgende Skizze.)

Die mittlere Temperatur der Zementierungsmittel ist geringer als die vom Thermoelement angezeigte; wir haben aus Vorversuchen geschlossen, daß der durchschnittliche Unterschied 50° beträgt.

Digitized by Google

Es wurden nacheinander zwei Erhitzungen bis 1100° vorgenommen, wobei man im Intervall das Zementierungsmittel bis 300—400° abkühlen ließ; man konnte auf solche Weise die Erschöpfung des Zementierungsmittels beurteilen. Die Dauer jeder Erhitzung betrug gegen drei Stunden.

Die folgende Tabelle gibt die bei den verschiedenen Temperaturen minutlich entwickelten Gasvolumina an; die Ergebnisse sind außerdem in Diagrammen zusammengestellt.



Couple = Thermoelement
Cément = Zementierungsmittel
Amiante lassée = Festgestampftes Asbest

3. Gasanalysen.

Wir haben die bei 15° bis 300°, ferner die bei 850° und bei 1050° entwickelten Gase analysiert. Es ist klar, daß sie nicht genau dieselbe Zusammensetzung haben wie jene Gase, welche sich noch in direkter Berührung mit den Zementierungsmitteln befinden. Gewisse, leichtflüchtige, bei hoher Temperatur gasförmige Stoffe haben sich in der Flasche kondensiert; die leichtlöslichen Gase haben teilweise Zeit gehabt, sich in der Flüssigkeit aufzulösen; es müssen außerdem in den kälteren Teilen des Rohres Reaktionen vor sich gegangen sein, welche die Zusammensetzung des Gases verändert haben. Man kann trotzdem aus den Analysen einige interessante Schlüsse ziehen. Es ist besonders bemerkenswert, daß diese Gase im allgemeinen viel Wasserstoff enthalten. (Siehe die untenstehende Tabelle.)

4. Zementierungsversuche.

Wir haben in das Zementierungsmittel (genau in der Anordnung des vorigen Versuchs) zwei kleine, sorgfältig polierte

Digitized by Google

Bei verschiedenen Temperaturen minutlich entwickelte Volumina

Tabelle 1. (in Kubikzentimeter ausgedrückt).

Mittlere Temperatur des Zementierungsmittels	Zementiergs.-mittel Nr. 1		Zementiergs.-mittel Nr. 2		Zementiergs.-mittel Nr. 3		Zementiergs.-mittel Nr. 4		Zementiergs.-mittel Nr. 5		Zementiergs.-mittel Nr. 6		Zementiergs.-mittel Nr. 7		Zementiergs.-mittel Nr. 8		Zementiergs.-mittel Nr. 9		Zementiergs.-mittel Nr. 10	
	1. Erhitzung	2 Erhitzung	1. Erhitzung	2. Erhitzung	1. Erhitzung	2. Erhitzung	1. Erhitzung	2 Erhitzung	1. Erhitzung	2. Erhitzung	1. Erhitzung	2. Erhitzung	1. Erhitzung	2. Erhitzung	1. Erhitzung	2. Erhitzung	1. Erhitzung	2. Erhitzung	1. Erhitzung	2. Erhitzung
100	18	„	31	„	28	„	30	„	21	„	18	„	16	„	25	„	28	„	25	„
200	18	„	19	„	17	„	20	„	0	„	0	„	10	„	16	„	30	„	33	„
300	6	„	5	„	8	„	10	„	0	„	0	„	0	„	0	„	41	„	100	„
400	50	0	16	0	15	25	5	„	6	„	0	„	0	14	11	„	142	10	210	„
500	111	0	49	0	61	6	30	0	4	15	0	0	6	5	10	6	256	0	100	„
600	150	3	113	0	86	6	71	8	3	3	0	22	25	3	67	0	154	0	128	8
700	188	4	113	0	75	12	86	9	6	5	22	0	138	3	86	6	115	0	87	4
800	90	4	125	5	78	13	80	10	25	8	40	4	190	6	85	11	105	11	72	14
900	64	4	198	11	129	19	69	11	36	6	34	7	85	6	88	14	76	31	33	2
1000	63	11	180	13	63	36	78	39	70	26	115	35	24	5	74	12	66	34	31	10
1100	25	12	90	10	42	16	50	35	30	5	60	7	14	6	34	10	49	10	3	6

Digitized by Google

Tabelle 2.

Analyse der bei den verschiedenen Temperaturen entwickelte Gase.

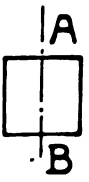
Mittlere Temperatur des Zementierungsmittels im Moment der Gasentnahme		Zementierungsmittel Nr. 1	Zementierungsmittel Nr. 2	Zementierungsmittel Nr. 3	Zementierungsmittel Nr. 4	Zementierungsmittel Nr. 5	Zementierungsmittel Nr. 6	Zementierungsmittel Nr. 7	Zementierungsmittel Nr. 8	Zementierungsmittel Nr. 9	Zementierungsmittel Nr. 10
Von 15° bis 300°	CO_2 .	21·4	9·0	0·9	2·6	1·2	0·8	0	11·0	6·2	19·4
	O . .	14·8	17·8	19·1	20·0	16·6	19·4	17·0	17·4	17·0	14·2
	CO .	5·3	3·1	1·0	1·2	3·6	1·8	2·6	0	0	0·8
	H . .	0	0·6	0	0	2·0	2·4	0·8	0	0	2·2
	CH_4 .	1·4	0	0	0·8	0	0	0	0	0	1·2
	N . .	57·8	69·8	79·0	75·4	76·6	75·6	79·8	71·6	76·5	62·2
850°	CO .	11·3	28·1	25·3	30·8	42·2	28·4	29·4	50·4	54·4	51·2
	H . .	74·0	52·8	57·7	53·4	20·0	37·0	23·6	35·2	34·8	35·8
	CH_4 .	10·0	8·7	8·7	7·0	2·0	1·2	1·2	2·0	1·7	4·2
1050° . . .	CO .	19·6	37·3	56·1	63·8	71·7	75·2	55·6	23·2	36·8	64·2
	H . .	73·5	60·0	32·0	28·0	15·0	12·0	19·2	56·5	51·4	22·2
	CH_4 .	0·6	0·9	0·9	0·8	0·7	0·8	0·9	0·2	1·2	2·2

Digitized by Google

Stahlstückchen von zirka 1 cm^3 eingelegt. Diese beiden Proben waren aus sehr weichem Kohlenstoff-Flußeisen, dann aus sehr weichem Flußeisen mit 2% Nickelgehalt folgender Zusammensetzungen hergestellt:

	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni
Kohlenstoff-Flußeisen . .	0·114	0·141	0·390	0·029	0·029	0	0
2% Nickel-Flußeisen . . .	0·094	0·093	0·465	0·026	0·013	0·193	2·300

Die Zementierungsversuche wurden bei 850° und bei 1050° durchgeführt, wobei die Maximaltemperaturen durch eine Stunde aufrecht erhalten wurden. Die Gesamtdauer der Erhitzung schwankte bei den 850°-Versuchen zwischen 1 Stunde 30 Minuten und 1 Stunde 34 Minuten und bei den 1050°-Versuchen zwischen 2 Stunden 18 Minuten bis 2 Stunden 22 Minuten.



Die bis zur Temperatur der Umgebung im Zementierungsmittel abgekühlten Proben wurden längs A B durchgesägt, auf der Fläche A B poliert und schließlich, nach Ätzung vermittels einer Lösung von 2% Pikrinsäure in absolutem Alkohol, photographiert. Die Zementierung jeder Probe war sehr regelmäßig. (Siehe die Abbildungen der Mikrophotographien.)

C. Resultat der Versuche.

1. Reine Holzkohle (Zementierungsmittel Nr. 1).

Man unterscheidet deutlich drei Teile in der Kurve der Gasentwicklung.

a) Eine erste Periode, welche von 0° bis 300° geht. Die Gase bestehen größtenteils aus der von der Kohle absorbierten Luft. Die Temperatur von 300° entspricht einem Minimum der Gasentwicklung: die Kohle ist einerseits fast von aller in ihr enthaltenen Luft befreit, die Temperatur andererseits noch zu niedrig, um ein bedeutendes Volumen flüchtiger Substanzen hervorzurufen.

b) Eine zweite Periode geht von 300° bis gegen 700°. Die Entwicklung flüchtiger Substanzen vermehrt sich ohne Unterbrechung; sie geht bei 700° durch ein Maximum, welches 360 cm^3 in der Minute für 30 Gramm Kohle erreicht, was, bei 700° gemessen, dem dreifachen Volumen entspricht, also einem Volumen von zirka 1000 cm^3 oder dem Dreißigfachen des Kohlenvolumens.

Digitized by Google

c) Eine dritte Periode, und zwar die der Abnahme, beginnt bei 700°, wobei die Kohle an flüchtigen Substanzen verarmt. Das der Temperatur von 850° entsprechende Gas besteht besonders aus Wasserstoff (74%), aus Kohlenoxyd (11%) und Methan (10%). Die Analyse dieser Gase zeigt fast den gleich großen Wasserstoffanteil auch dann, wenn sie von Kohlen herrühren, welche vor ihrer Verwendung als Zementierungsmittel während mehrerer Tage bei 100° einer trockenen Destillation unterzogen worden waren; der Wasserstoff rührt also nicht aus einer Reduktion des Wasserdampfes durch Kohlenstoff, sondern aus den flüchtigen Stoffen her, welche in der Holzkohle enthalten sind, die aber nicht bei hinreichender Temperatur geglüht worden ist, um diese Stoffe vollständig auszuscheiden; bei 1100° beginnt der Gehalt an CO zuzunehmen.

Bei Vornahme einer zweiten Erhitzung ist die Gasentwicklung bis 500° nahezu Null und steigt erst dann bis 600° an; sie bleibt jedoch stets sehr schwach, da die Kohle bei der ersten Erhitzung den größten Teil der flüchtigen Stoffe verloren hat.

Vom Standpunkt des Zementierungsprozesses hat uns die reine Kohle bei 850° ähnliche Ergebnisse wie die anderen Zementierungsmittel gegeben. Bei 1050° dagegen ist die Zementierungswirkung deutlich geringer wie die der andern Stoffe.

2. Zementierungsmittel aus Baryumkarbonat und Holzkohle (Zementierungsmittel Nr. 2, 3, 4).

Die beiden ersten Perioden finden sich bei diesem Zementierungsmittel wieder. Das Minimum der Entwicklung tritt ebenfalls bei 300° ein, anstatt daß jedoch von 700° an eine Abnahme der Gasentwicklung eintritt, beobachtet man ein neues Aufsteigen der Entwicklungskurve, das ohne Zweifel der energischen Reaktion der Kohle auf das Baryumkarbonat entspricht; man stellt auch tatsächlich eine sehr deutliche Zunahme des Kohlenoxydgehaltes fest. Die Gasentwicklung geht durch ein Maximum bei ungefähr 900°; dann erst beginnt dieselbe infolge Erschöpfung des Zementierungsmittels abzunehmen.

Bei einer zweiten Erhitzung verläuft das Gasvolumen steigend von 500° bis 1000°, woselbst es sein Maximum erreicht, welches übrigens viel schwächer wie bei der ersten Erhitzung ist; der Wert dieses Maximums ist desto höher, je größer der Baryum-

Digitized by Google

karbonatgehalt (bis 50%) ist, da das Zementierungsmittel sich dann weniger rasch erschöpft.

Die Zementierungsmittel Nr. 3 und 4 mit 30 und 50% Baryumkarbonat scheinen dasselbe Zementierungsvermögen zu besitzen; Nr. 2 mit 10% Baryumkarbonat scheint um ein geringes weniger wirksam zu sein, jedoch ist der Unterschied nur schwach.

3. Zementierungsmittel aus Baryumkarbonat und bei 1000° geglühter Holzkohle (Zementierungsmittel Nr. 5 und 6).

Die beiden Zementierungsmittel Nr. 5 und 6 geben ähnliche Resultate. Die bis 600° fast Null betragende Entwicklung weist ein Maximum gegen 1000° auf. Bei 1050° ist der Kohlenoxydgehalt der entweichenden Gase sehr hoch (75%) und der Wasserstoffgehalt schwach (12%). Bei zweiter Erhitzung ist die Entwicklung um vieles geringer.

Die Zementierungsmittel Nr. 5 und 6 sind bei 850° merklich weniger wirksam wie die anderen, was in Anbetracht der geringen, bei dieser Temperatur entwickelten Gasmenge nicht wunder nehmen kann. Bei 1050° wird der Unterschied in der Wirksamkeit auf ein sehr geringes Maß herabgesetzt.

4. Zementierungsmittel mit Ferrocyankalium (Nr. 7 und 8).

Die Kurven zeigen ungefähr denselben Verlauf wie für die reine Kohle mit einem für Nr. 8 sehr ausgeprägten Maximum bei 800°.

Die Abgase besitzen mittlere Kohlenoxyd- und Wasserstoffgehalte.

Diese Zementierungsmittel scheinen sich sehr schnell zu erschöpfen. Bei zweiter Erhitzung sind die Gase wenig reichlich.

Was den Erfolg der Zementierung anbetrifft, so scheinen die letztbezeichneten Mittel dieselben Resultate wie die Zementierungsmittel mit Baryumkarbonat zu geben; es ist jedoch wahrscheinlich, daß ihre Energie ziemlich rasch abnehmen werde.

5. Tier- und Pflanzenstoffe enthaltende Zementierungsmittel. (Nr. 9 und 10).

Sie zeigen bei 400° bis 500° eine große Gasentwicklung (75% CO_2), welche bei weiter zunehmender Temperatur abnimmt. Die Zementierungsmittel verarmen sehr schnell.

Ihr Zementierungsvermögen ist demjenigen der Mischung aus Holzkohle und Baryumkarbonat ähnlich, jedoch würde es ohne Zweifel rascher erschöpft sein.

Digitized by Google

D. Zusammenfassung und Schlußfolgerung.

1. Der Zweck dieser Studie war, wie wir es zu Anfang sagten, die Ursache jener Explosionen, welche beim Verlauf des Zementierungsprozesses auftraten, aufzusuchen. Sie scheinen herzurühren entweder von den plötzlichen Gasentwicklungen, welche man mit gewissen Zementierungsmitteln schon bei verhältnismäßig niedrigen Temperaturen erhält, oder von der Reaktion des bei 700° sehr reichlich abgegebenen Wasserstoffs auf die bei niederen Temperaturen aus den Zementierungsmitteln entweichende Luft.

Um diese Explosionen abzuschwächen, empfehlen sich folgende Vorsichtsmaßregeln:

a) So viel als möglich diejenigen Zementierungsmittel zu vermeiden, welche Tier- oder Pflanzenstoffe enthalten und hiedurch bei niedrigen Temperaturen eine sehr reichliche Gasentwicklung besitzen.

b) Die Anwendung von bei ziemlich hoher Temperatur entgaster Holzkohle (mit 30 bis 50 % Baryumkarbonat vermischt) ist zu bevorzugen. Die Gasentwicklungen sind bedeutend schwächer und deren Wasserstoffgehalt wird geringer. Die Wirksamkeit des Zementierungsmittels scheint wohl bei niederen Temperaturen etwas schwächer zu sein, der Unterschied ist jedoch bei 1000° oder 1100° nicht beachtenswert. Man kann übrigens eine Mischung von gewöhnlicher Holzkohle und geglühter Kohle oder von altem Zementierungsmittel und Baryumkarbonat benützen.

c) Bis 700° langsam zu erhitzen. Man ermöglicht auf diese Weise das Entweichen der im Zementierungsmittel enthaltenen Luft; man mildert so die heftige Gasentwicklung, welche bei 700° einsetzt.

2. Die Zementierungsversuche waren außerdem bestimmt, den Einfluß des Wasserstoffs hervortreten zu lassen. Was die Tiefe anbelangt, bis zu welcher die Zementierung eindringt, so erweist sich dieses Gas als nicht so schädlich, wie man hätte glauben können. Beinahe alle Zementierungsmittel haben unabhängig vom Wasserstoffgehalt die gleiche Dicke gekohlter Schicht hervorgerufen.

Die am wenigst wirksamen Zementierungsmittel sind:

a) Die reine Holzkohle für die Zementierung bei 1050°;

b) die Mischungen von Baryumkarbonat und geglühter Kohle bei 850°.

Für alle anderen Versuche sind die erzielten Tiefen der Zementierungswirkung nur wenig verschieden.

Digitized by Google

Die bedeutende Menge Wasserstoffs, welche wir in den von den meisten Zementierungsmitteln entwickelten Gasen gefunden haben, erklärt ohne Zweifel folgende, von verschiedenen Versuchern bekanntgegebenen Tatsachen: Die Seele (der Kern) der zementierten Stücke zeigt oft vor Anlassen oder Härten ein größeres Korn und eine größere Brüchigkeit als die Stücke derselben chemischen Zusammensetzung, die während der gleichen Zeit und bei derselben Temperatur behandelt worden sind, die jedoch nicht zementiert wurden; es ist wahrscheinlich, daß in jenen Fällen, in denen dieser unheilvolle Einfluß des Zementierens nicht festgestellt wurde, dies darauf zurückzuführen ist, daß man Zementierungsmittel gebraucht hat, welche keinen Wasserstoff entwickelten.

Wir haben uns in der Tat davon überzeugen können, daß der Wasserstoff viel gefährlicher ist als der Stickstoff und daß seiner Gegenwart im Stahl viele Mängel zuzuschreiben sein dürften, deren Ursprung noch fast unbekannt ist, wie die außerordentliche, in manchen Fällen vollständig abnormale Brüchigkeit, hervorgerufen durch harte Punkte in Teilen, die durch das Mikroskop als aus fast reinem Ferrit bestehend befunden wurden und die wahrscheinlich die mit Wasserstoff angefüllten Nähte früherer Blasen sind, wobei der Wasserstoff das Metall bei der hohen Verarbeitungstemperatur entkohlt hat; denn wir haben experimentell festgestellt, daß der Wasserstoff bei 800° bis 900° den Stahl energisch entkohlt und ihn zu gleicher Zeit brüchig wie Glas macht.

Zusammenfassung.

Zweck dieser Studie. Die Ursache der beim Verlauf des Zementierungsverfahrens vorgekommenen Explosionen festzustellen.

Angestellte Versuche. Die Versuche, welche darin bestanden, die von verschiedenen Zementierungsmitteln bei verschiedenen Temperaturen entwickelten Gasmengen zu messen und zu analysieren, haben in manchen Fällen eine außerordentliche Wasserstoffentwicklung feststellen lassen, was die Explosionen erklärt.

Schlußfolgerungen. Um diese Gasentwicklungen abzuschwächen, muß man:

1. jene Zementierungsmittel ausschließen, welche ungenügend geglühte Tier- oder Pflanzenstoffe enthalten;

2. es bei der Verwendung von geglühter Holzkohle, welche allein oder in Mischung mit $BaCO_3$ benutzt wird, bewenden lassen;

3. bis 700° langsam erhitzen.

Der Wasserstoff scheint keinen Einfluß auf die Tiefe der Wirkung der Zementierung zu besitzen.

Digitized by Google

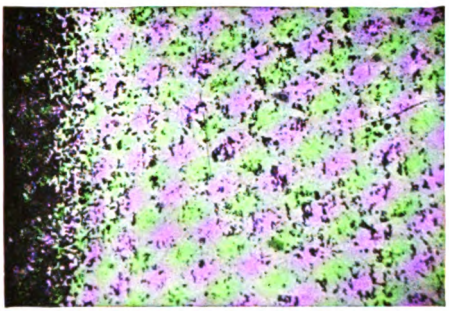
ZEMENTIERUNGSVERSUCHE. VERGRÖSSERUNG 22 FACH.

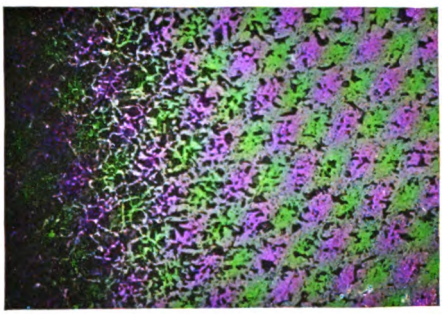
Kohlenstoffstähle (Flußeisen).

Zementierung bei 850° während einer Stunde.

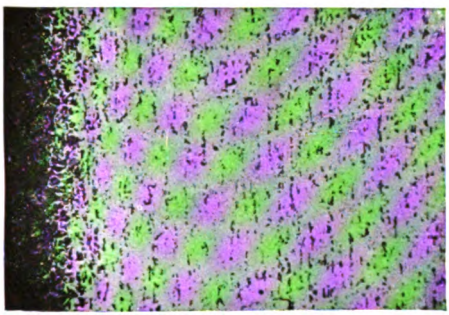
Zementierung bei 1050° während einer Stunde.

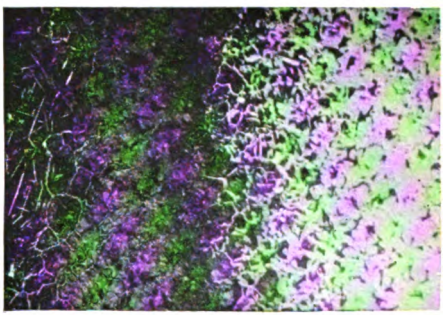
Zement Nr. **1.**



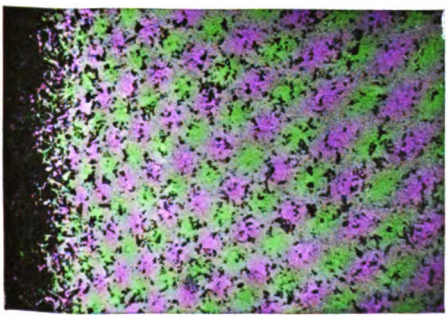


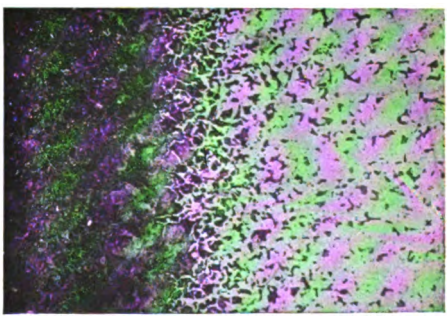
Zement Nr. 3.





Zement Nr. 5.

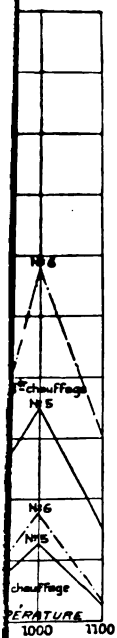




Digitized by Google

THE
JOHN CREAR
LIBRARY

Digitized by Google



Nr. 5 ——
Nr. 6 —.—.—

THE
CRE
LIBRARY

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VII6

WIRKUNG DER KALTBEARBEITUNG VON METALLEN AUF IHRE PHYSIKALISCHEN EIGENSCHAFTEN.

Von **W. R. Webster,** Bridgeport Brass Co., Bridgeport, Conn.

(Übersetzt von J. Fleischmann.)

Es ist eine allbekannte Tatsache, daß das Kaltrecken (Kaltziehen) und Kaltwalzen von Metallen eine merkliche Veränderung ihrer physikalischen Eigenschaften bewirkt. Das Wesen und der Umfang dieser Veränderungen fanden gleichwohl noch nicht allgemein das richtige Verständnis. Da diese Kaltbearbeitungsverfahren in vielen Fällen als Hilfsmittel zur Erreichung gewünschter Eigenschaften bei gewissen Materialsorten dienen, dürften zweifellos einige Aufklärungen auf diesem Gebiete von Wert sein. Die folgenden 8 Schaubilder zeigen die Veränderungen, die bei verschiedenen Materialien durch verschiedene Grade des Kaltwalzens oder Kaltreckens hervorgerufen wurden, und lassen den Umfang dieser Veränderungen ebenso wie die relativen Unterschiede derselben bei den verschiedenen Materialien ersehen

Die Kurven wurden, wie folgt, erhalten: Ein Materialstück entsprechender Größe wurde auf eine einheitliche Dicke von 0·100 Zoll (2·5 mm) ausgewalzt und darauf sorgsam angelassen. Es wurde sodann in mehrere Längsstücke entsprechender Abmessungen geteilt, von denen eines in dem Zustande, wie es angelassen wurde, verblieb. Die anderen wurden allmählich zu schwächeren Maßen ausgewalzt und von jedem Probestäbe von $^1/_2$ Zoll (12·7 mm) Breite und 4 Zoll (101·6 mm) Länge zwischen den Marken entnommen und auf einer Zerreißmaschine erprobt. Auf Grund der erhaltenen Resultate wurden Kurven gezeichnet, die die Ergebnisse der physikalischen Proben mit den verschiedenen

Digitized by Google

Graden der Walzung in Beziehung brachten. Der Grad der Walzung ist durch die prozentuelle Verminderung der Dicke gegenüber der ursprünglichen Dicke ausgedrückt. Im Falle von kaltgereckten Proben wurden Rundstangen von $^1/_2$ Zoll (12·7 mm) Durchmesser entnommen und nach dem Anlassen zu schwächeren Durchmessern ausgezogen. Die Erprobung erfolgte darnach in gleicher Weise wie bei den gewalzten Proben; der Grad des Kaltreckens wurde durch die prozentuelle Querschnittsabnahme des bearbeiteten Stückes gegenüber der Querschnittsfläche des ursprünglichen angelassenen Stückes ausgedrückt.

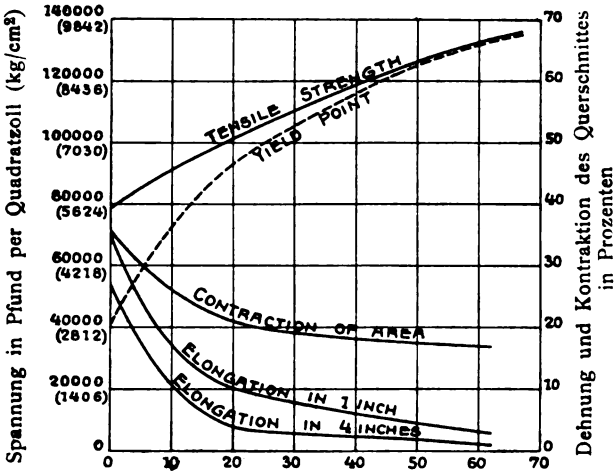
Mit Rücksicht auf die Tatsache, daß die örtliche auf die Querschnittskontraktion zurückzuführende Dehnung bei allen Materialien, die einer merklichen Kaltbearbeitung unterzogen wurden, sich hauptsächlich auf jene, 1 Zoll lange Stelle beschränkt, in welcher der Bruch erfolgt, wurde die Dehnung ebenso für jenes Zollstück, in dem der Bruch erfolgt ist, wie für die ganze Länge von 4 Zoll registriert. Wenn diese beiden Größen bekannt sind, kann die Dehnung für jede andere Länge des Probestabes mit einem genügenden Annäherungsgrade berechnet werden.

Bei den Proben waren geeignete Mittel zur Bestimmung der Elastizitäts- oder Fließgrenze nicht zur Hand. Bei der Erprobung von Kupferlegierungen ist der Verlauf der Elastizitätskurve gewöhnlich derart, daß eine genaue Bestimmung dieser beiden Grenzen außerordentlich schwierig ist. In manchen Fällen wurden Näherungswerte für die Fließgrenze erhalten, aber diese haben nur einen Vergleichs- und keinen absoluten Wert.

Der genaue Verlauf der Kurven ist mannigfachen Veränderungen unterworfen, abhängig von den Abmessungen des Probestückes, der Art des Ziehens oder der Walzung usf., so daß auf Grund derselben weitgehende Verallgemeinerungen nicht zulässig sind. Weitere, bis jetzt noch nicht abgeschlossene Versuche zeigen, daß gleiche Querschnittsverminderungen von Stücken gleichen Materiales und gleicher Abmessungen vom praktischen Standpunkt als identisch anzusehende Ergebnisse boten, gleichgültig, ob die Querschnittsverminderung durch Hämmern, Walzen oder Recken hervorgebracht wurde.

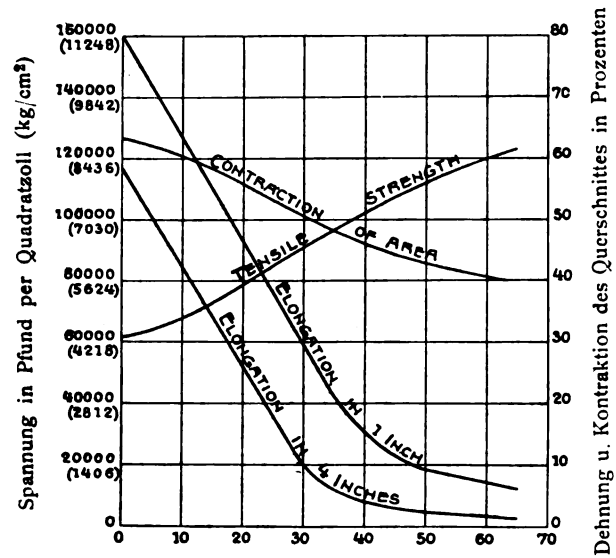
Digitized by Google

No. 1. Monel-Metall.



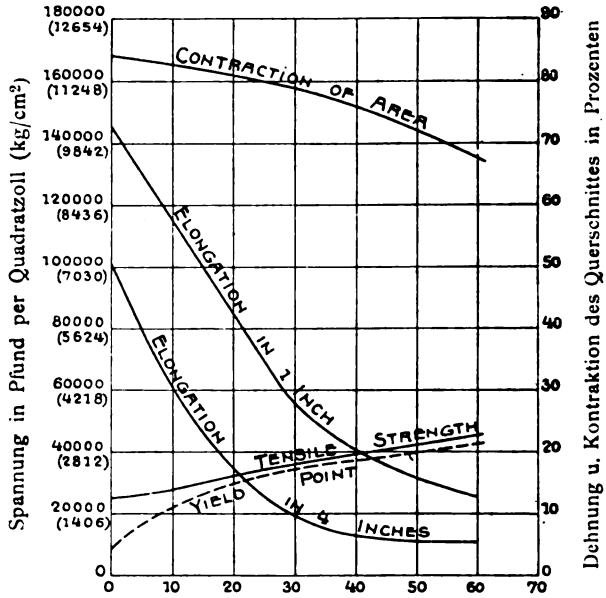
Contraction of area = Kontraktion des Querschnittes
Elongation in 1 inch = Dehnung in 1 Zoll (1 Zoll=25·4 mm)
Elongation in 4 inches = Dehnung in 4 Zoll (101·6 mm)
Tensile Strength = Zerreißfestigkeit
Yield point = Fließgrenze

No. 2. Aluminium-Bronze.



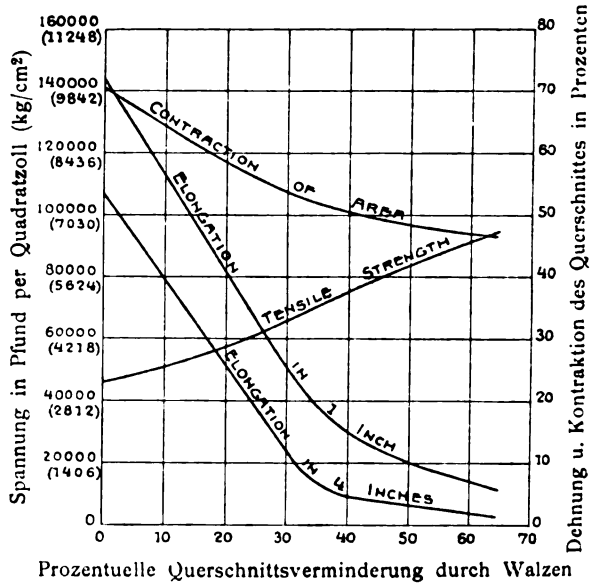
Digitized by Google

No. 3. Reines Silber.



Prozentuelle Querschnittsverminderung durch Walzen

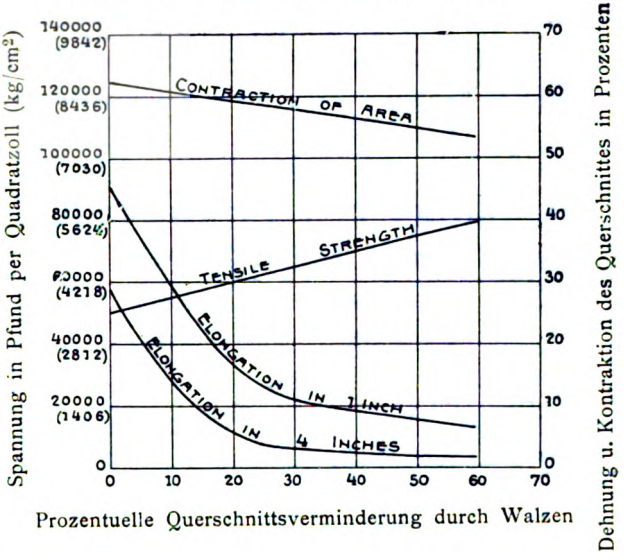
No. 4. (Patronen) Metall.



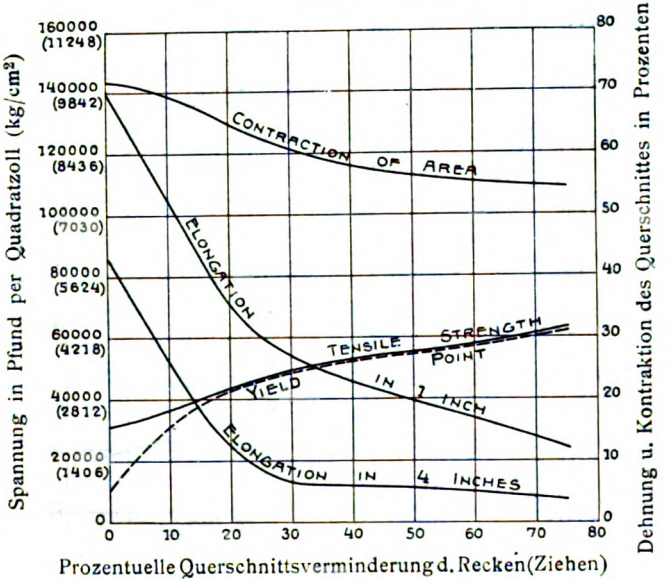
Prozentuelle Querschnittsverminderung durch Walzen

Digitized by Google

No. 5. Kupfer-Nickel-Legierung.

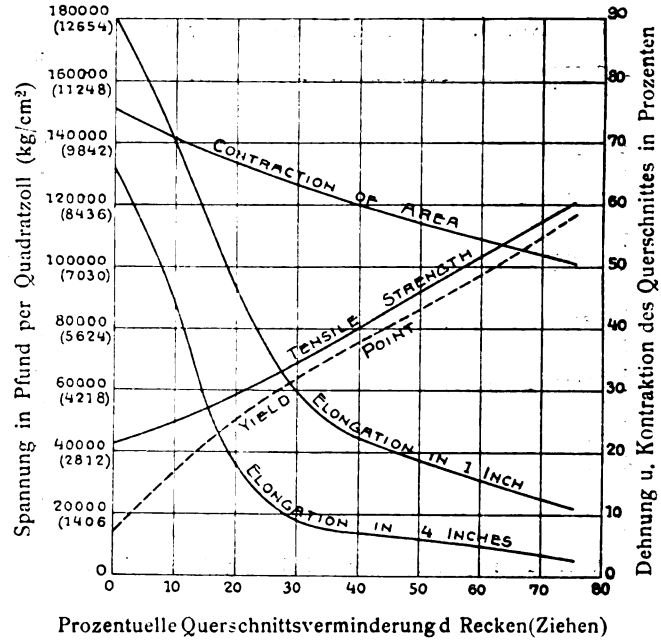


No. 6. Kupferstange.

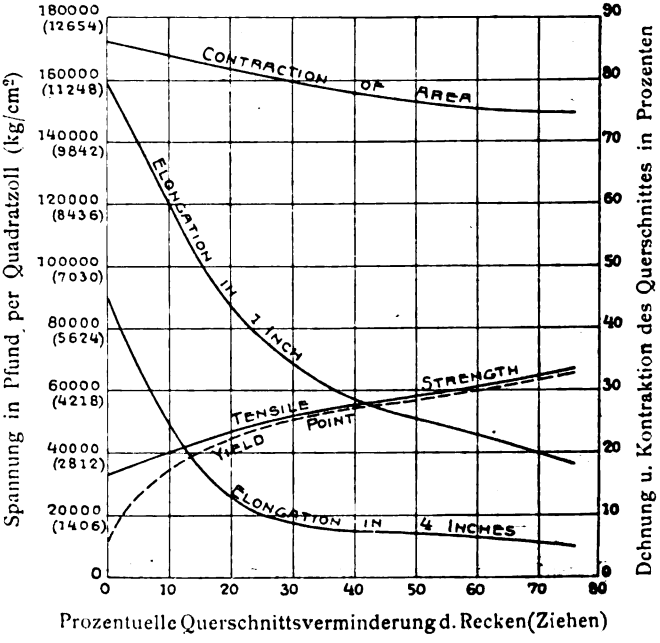


Digitized by Google

No. 7. Messingstange



No. 8. 97% Stangenkupfer, 3% Zink.



Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VIII 4

NEUES VERFAHREN ZUR PRÜFUNG VON GESCHWEISSTEM MATERIAL.

Von **Ch. Frémont**, Paris.

(Übersetzung aus dem Französischen.)

In der industriellen Praxis schweißt man, aus Rücksichten der bequemen Herstellung und der Wirtschaftlichkeit, viele Stahl- und Eisenstücke in der Schmiede.

Die Praktiker nehmen an, daß die Festigkeit des Materials, wenn die Schweißung geraten ist, an der Schweißstelle dieselbe ist wie beim ursprünglichen Metall, daß also ein gut geschweißtes Stück ebenso widerstandsfähig ist, wie wenn es aus einem Stück geschmiedet worden wäre.

Der Schmied stellt sich vor, daß die beiden Metallstücke, welche (wenigstens an den Flächen, welche bei der Schweißung zur gegenseitigen Berührung kommen) in den Zustand des Schmelzens gebracht und nach ihrer Näherung auf dem Ambos schnell und ordentlich gehämmert worden sind, in einander eindringen und infolge dieser Behandlung ein homogenes Gefüge hervorbringen müssen. Aus dem Umstande, daß einzelne an geschweißten Stücken vorgenommene Zugversuche den Bruch an anderer Stelle als der Schweißstelle zeigten, glaubten die Praktiker eine Bestätigung ihrer Hypothese zu sehen.

So nimmt man denn auch im Falle des Bruches geschweißter Stücke stets an, daß der Bruch der Unvollkommenheit der Schweißung zuzuschreiben sei, was ja auch dann möglich ist, wenn letztere von einem geschickten Arbeiter vorgenommen wurde. Es wäre daher sehr nützlich, ein Prüfungsverfahren zu kennen, durch das man die Güte einer Schweißung von Eisen oder Stahlstücken feststellen könnte, ohne das Stück selbst zu beschädigen.

Digitized by Google

Aus diesem Grunde ist diese Frage im Jahre 1895 vom Verband auf dem Züricher Kongreß als Aufgabe Nr. 4 aufgestellt worden.

Ehe ich an das Studium dieser Aufgabe herantrat, habe ich beschlossen, die Festigkeit der durch Schmieden erzeugten Schweißungen zu messen, um vorerst festzustellen, zwischen welchen Grenzen diese Festigkeit sich verändert.

Als Prüfungsverfahren zur Ermittlung dieser Festigkeit habe ich die Schlagprobe gewählt, da die statischen Versuche nicht geeignet sind, die Widerstandsfähigkeit der Metalle gegen die lebendige Kraft festzustellen; ich habe mit kleinen prismatischen, nicht eingekerbten Probestäben von 8×10 mm Querschnitt gearbeitet.

Die Vergleichseinheit ist von vornherein gegeben, es ist die Festigkeit des natürlichen Metalls, welches geschweißt werden soll.

Ist nun die Schweißung vollkommen, so muß deren Festigkeit dieselbe sein wie diejenige des natürlichen Metalls, und der Unterschied, welcher zwischen diesen beiden Festigkeitsziffern festgestellt wird, gibt den Grad der Unvollkommenheit der Schweißung an.

Die zu meinen Versuchen bestimmten Schweißungen sind in ziemlich großer Anzahl in Frankreich und im Ausland, in den Werkstätten der Eisenbahnen, von Wagenfabriken usw., von speziellen Schmieden, welche unter den geschicktesten ausgewählt wurden, vollzogen worden.

Diese Schweißungen von Stahl auf Stahl, von Eisen auf Stahl und von Eisen auf Eisen sind in der Schmiede als überlappte Schweißungen ausgeführt worden, um große Schweißflächen abzugeben. Jedes Schweißstück hat viereckigen Querschnitt von ungefähr 35 mm Seitenlänge, wodurch es in Form und Dimensionen bequem und für eine gute Ausführung der Schweißung günstig gewählt ist; ich habe nur diejenigen Schweißproben zurückbehalten, welche sich nach dem Polieren und makrographischen Angriff als die besten erwiesen.

Die Figuren 1, 2 und 3 zeigen beispielsweise die makrographischen Ätzbilder von Schweißungen von Stahl auf Stahl, Eisen auf Stahl und Eisen auf Eisen; man stellt stets eine Begrenzungslinie der beiden Metalle an der Schweißnaht fest. Die sich berührenden Teile dringen also nicht in einander ein, wie man gewöhnlich

Digitized by Google

voraussetzt. Im Mikroskop nimmt man an diesen Stellen mehr oder weniger beträchtliche Schlackenanhäufungen wahr. (Fig. 4 und 5.)

Fig. 1.

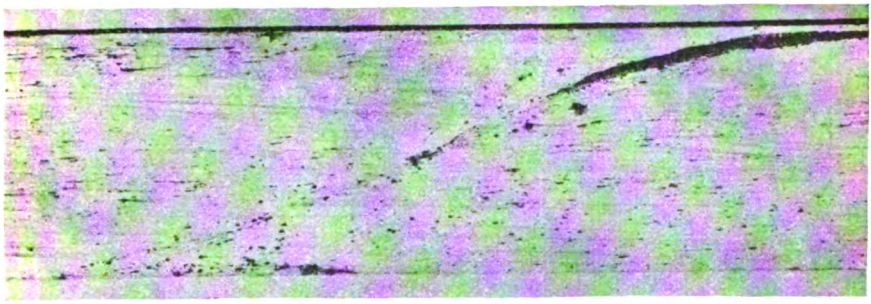


Fig. 2.

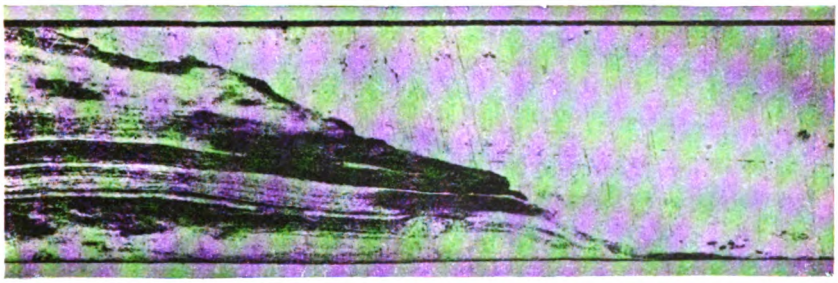


Fig. 3.

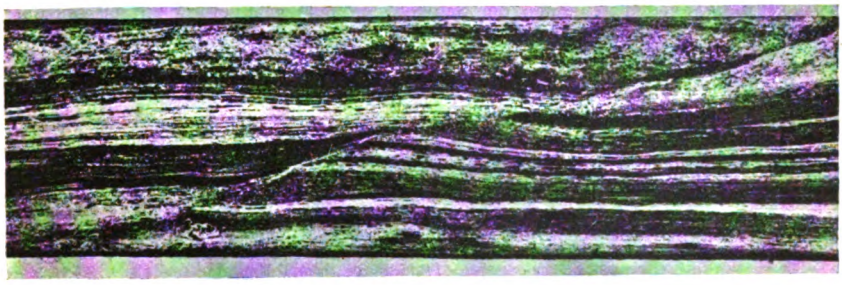


Fig. 1 bis 3.
Makrographische Ätzbilder dreier, durch Schmieden fertiggestellter Schweißungen.
Stahl auf Stahl. Stahl auf Eisen. Eisen auf Eisen.

Das zu diesen verschiedenen Schweißproben benützte Quadrateisen besaß eine Zugfestigkeit von 35—40 kg/qmm und das weiche Flußeisen eine Festigkeit von 40 kg/qmm.

Digitized by Google

Fig. 4.

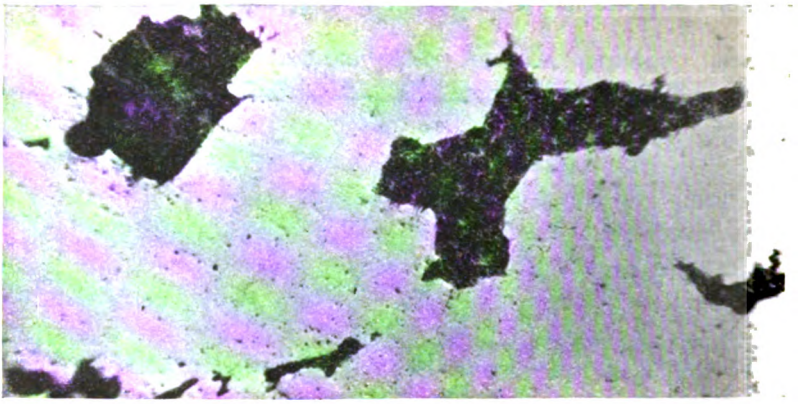


Fig. 5.

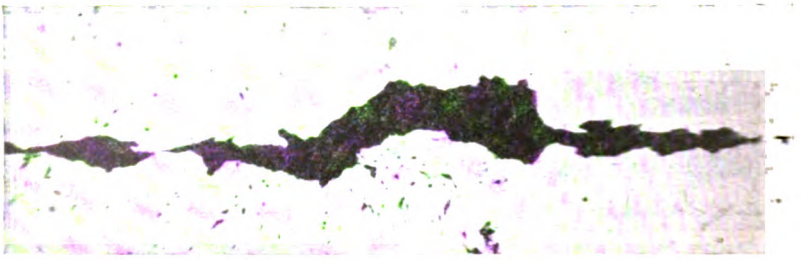


Fig. 4 und 5. Schlackenzonen der Schweißstellen (Vergrößerung 50fach linear).

Fig. 6. Fig. 7.

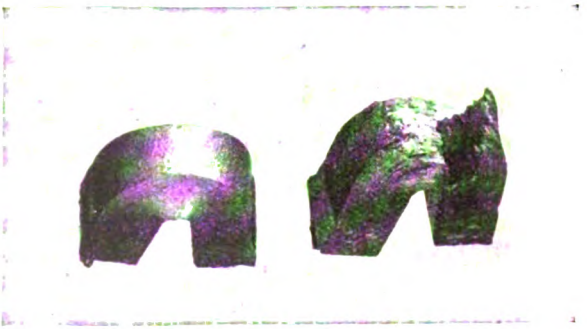


Fig. 6 und 7.
Prismatische, nicht eingekerbte Stahl- und Eisenproben nach dem Schlagversuch.

Digitized by Google

Die Schlagversuche mit prismatischen Proben von 8 × 10 mm Querschnitt (uneingekerbt) haben für die vorgenannten Metalle ergeben:

Ungefähr 50 kgm für die Stähle, ohne daß die Proben dabei rissig wurden (Fig. 6) und 26 bis 32 kgm für das Eisen unter Eintritt des Bruches längs der Sehne (Fig. 7).

Außerdem sind den Schweißstücken ähnliche Proben, u. zw. uneingekerbte Proben gleicher Dimensionen, entnommen worden, jedoch so, daß die Biegung senk-

Fig. 8.

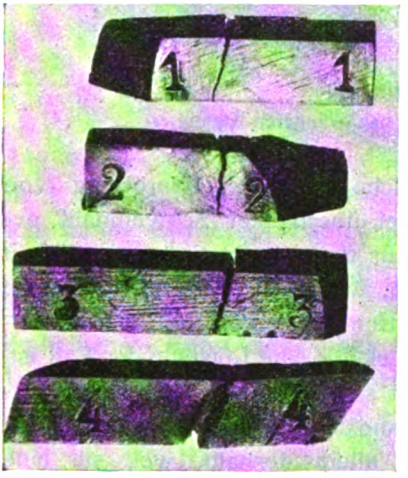


Fig. 9.

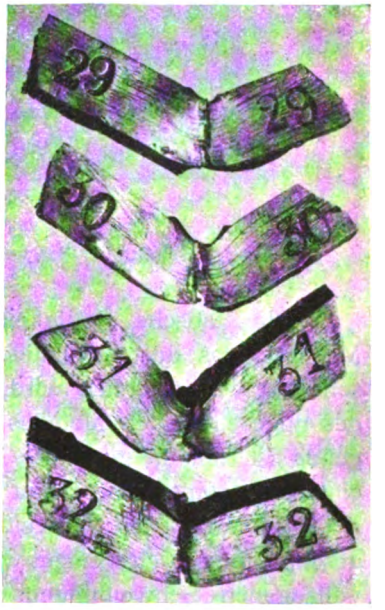


Fig. 8 und 9.

Senkrecht zur Schweißnaht genommene Proben, durch Schlagversuch geprüft (nicht eingekerbt).

recht zur Schweißnaht erfolgte, um deren Schlagfestigkeit messen zu können.

Diese durch Schlag geprüften Proben haben alle und unter allen Umständen eine Schlagarbeit ergeben, welche viel geringer ist als diejenige des natürlichen Metalls.

Beim größten Teil der Versuche sind die Proben durch Lösung der Schweißnaht schon bei einer unbedeutenden Schlagarbeit, weniger wie 1 kgm zum Beispiel (Fig. 8) gebrochen.

Digitized by Google

Bei den besten Ergebnissen sind die Proben von Stahl auf Stahl mit merklicher Verbiegung (Fig. 9) schon bei einer Schlagarbeit von 15—16 kgm gebrochen, das ist bei einer dreimal geringeren Schlagarbeit als für das natürliche Metall, welches sich verbogen hat, ohne zu brechen oder auch nur rissig zu werden.[1])

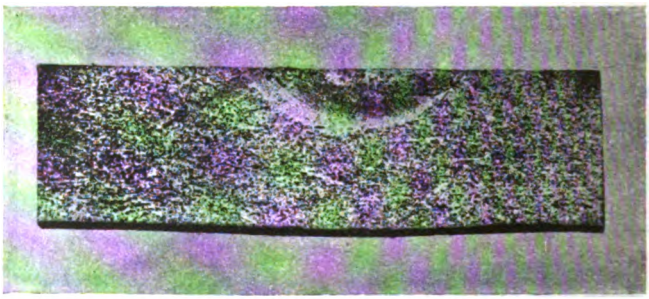


Fig. 10.
Schnitt der Schweißstelle nach längerer Ätzung.

Die statische Festigkeit, welche man bei Erprobung von Material, das durch Schmieden bei überlappter Schweißnaht geschweißt wurde, erzielt wird, ist nur dann der statischen Festigkeit des ungeschweißten Metalles gleich, wenn die Schweißfläche groß genug ist, um die geringere, spezifische Festigkeit per Oberflächeneinheit auszugleichen, genau wie dies für eine Lötstelle der Fall ist.

Die autogenen Schweißungen sind, wie alle Versuche festgestellt haben, noch weniger widerstandsfähig wie die in der Schmiede vollzogenen Schweißungen, nicht allein deshalb, weil sie eine

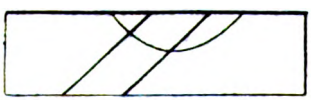


Fig. 11.
Schema der rationellen Probeentnahme.

geringere Schweißfläche besitzen, sondern auch aus dem Grunde, weil sie im Zusatzmetall Unterbrechungen aufweisen und daher nicht verschweißt worden sind.

[1]) Le Génie Civil — 26. Februar 1910.

Digitized by Google

Wenn Prospekte verhältnismäßig hohe Ziffern der Schlagarbeit für Schweißstellen angeben, so kommt dies daher, daß die Proben nicht senkrecht zur Schweißnaht entnommen wurden, das heißt

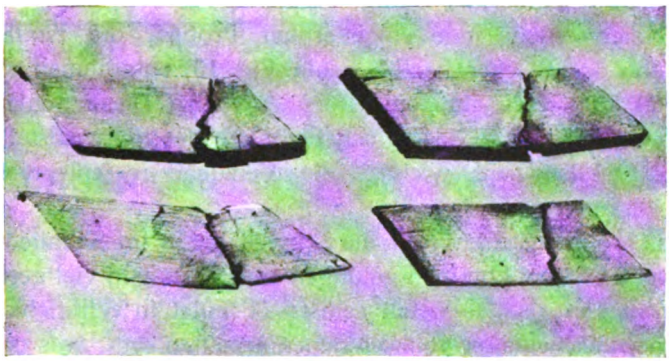


Fig. 12.
Mit sehr geringer Schlagarbeit gebrochene Proben.

nicht auf solche Weise, daß die Ebene der Schweißnaht in der Schwingungsebene des Fallhammers liegt.

So ist beispielsweise in ein Kesselblech ein winkelförmiger Kanal von einer — der linear verlaufenden Anfressung des Materials ähnlichen — Form eingehobelt und hierauf von einem geschickten Arbeiter sehr sorgsam eine Schweißung mit Sauerstoff-Acetylen-stichflamme unter Benützung eines Zusatzmetalles vorgenommen worden.

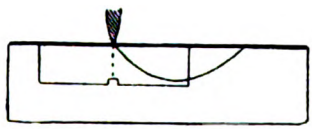


Fig. 13.
Schema der unrichtigen Probenahme.

Die Ausführung dieser Schweißung war so gut gelungen, daß eine rasche Ätzung keine Spur von ihr bemerken ließ, erst nach längerer Ätzung habe ich das Makrophotogramm (Fig. 10) erhalten können.

Digitized by Google

Die Schlagversuche bei nicht eingekerbten Proben, jedoch senkrecht zur Schweißnaht entnommen, wie es das Schema (Fig. 11) zeigt, haben eine nur unbedeutende Schlagarbeit und Öffnung der Schweißflächen gezeigt; Fig. 12 zeigt, daß der Bruch ohne merkliche Formänderung erfolgt ist.

Schlagversuche mit eingekerbten Proben, die parallel der Oberfläche des Bleches nach Schema (Fig. 13) entnommen wurden, haben 24 kgm bei sehnigem Bruch ergeben. Diese Schlagarbeit ist jedoch die des Bleches selbst, nicht die der Schweißstelle.

Es ist also sehr wichtig, die Versuche in entsprechender Weise vorzunehmen.

Im großen Ganzen sind die Schweißungen im Schmiedefeuer, auch wenn sie vollkommen gelungen sind, stets von viel geringerer Schlagfestigkeit als das Metall selbst; es findet in Wirklichkeit nur ein mehr oder weniger vollkommenes Anhaften statt, was die zahlreichen Brüche geschweißter Stücke im Betrieb erklärt; die Schweißung eines Stückes darf also nur dann zugelassen werden, wenn der plötzliche Bruch dieses Stückes die Sicherheit nicht gefährdet.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VIII2

DAS WESEN DES SCHWEISSENS VON STAHLGATTUNGEN UND IHRE PRAKTISCHE ANWENDUNG.

Von **Max Bermann** in Budapest.[1])

Schweißen heißt einzelne Teile desselben Metalles derart zu einem Ganzen vereinigen, daß die kleinsten Teilchen der Berührungsflächen durch Kohäsion und nicht durch Adhäsion aneinander haften. — Es ist also in erster Reihe eine rein metallische Berührung an der Schweißstelle Hauptbedingung einer gelungenen Schweißung. Fremde Stoffe, wie Eisenoxyde oder Schlacken, verhindern die Verbindung durch Kohäsion.

Außer der rein metallischen Berührung ist noch ein gewisser Druck notwendig, um die kleinsten Teilchen der Berührungsfläche in den Bereich ihrer Anziehungskraft zu bringen.

Die Größe dieses Druckes hängt von der Bildsamkeit des zu schweißenden Stahles ab und ist überhaupt nicht nötig, wenn die Schweißstelle, wie dies beim autogenen Schweißen der Fall, flüssig ist.

Beim festen Schweißen ist die Schweißstelle vorerst durch Erhitzen bildsam, teigartig formbar zu machen, wodurch der nötige Druck wesentlich vermindert wird.

Der Schweiß gelingt aber bloß bei einer bestimmten Temperatur, welche von dem Kohlenstoffgehalt des Stahles abhängig ist. Es ist also in erster Reihe die sogenannte Schweißtemperatur und bloß in zweiter der bildsame Zustand des Stahles, wesentliche Bedingung einer gelungenen Schweißung.

Die Erklärung dieser Erscheinung führt uns zur Theorie des Schweißens.

Wenn wir das Schweißen in der Schmiede des öfteren beobachten, muß es uns unbedingt auffallen, daß der Schweißer

[1]) Ausführlicher Bericht siehe „Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure", Nr. 13, 1912.

Digitized by Google

wenig Gewicht auf die Erzielung einer rein metallischen Berührung an der Schweißfläche zu legen scheint, trotzdem muß seine Arbeit, wenn er nur die richtige Übung hat, als praktisch gelungen anerkannt werden. Die Schweißflächen lösen sich beim Biegen und Zurückbiegen in der Rotglut nicht und die Schweißnaht ist gar nicht oder kaum zu erkennen. Ein Beweis kohäsioneller Verbindung der Schweißflächen!

Die Oxydationskruste der Schweißflächen, welche der Verbindung durch Kohäsion hinderlich, ist also verschwunden, das Reduktionsmittel, welche dies besorgt, muß im Stahle selbst vorhanden sein.

Die Bestandteile des schweißbaren Stahles sind: Fe, C, Si, P und Verunreinigungen in unbedeutender Menge.

Beim Schweißeisen ist eine Reduktion der Oxydationskruste überflüssig, weil sich diese in der flüssigen Schlacke des Schweißeisens löst, welche beim Zusammenschweißen ausgestoßen wird. Bei den übrigen schweißbaren Stahlgattungen kommen als Reduktionsmittel hauptsächlich Kohlenstoff, Mangan, Silicium und Phosphor in Betracht.

Bei der Reduktion der Oxydationskruste der Schweißflächen spielt anscheinend der Mangangehalt des Stahles die Hauptrolle. Beweise hiefür sind: 1. Mangan ist als kräftig wirkendes Reduktionsmittel der Eisenoxyde allbekannt und als solches in der Stahlfabrikation verwendet. 2. Mit der Abnahme des Mangangehaltes vermindert sich auch die Schweißbarkeit des Stahles. Stahl ohne Mangangehalt (Böhler Rapid[1]) ist überhaupt nicht schweißbar, auch bei Anwendung von Schweißmitteln nicht. Das bei der Reduktion der Oxydationskruste sich bildende MnO_2 wird durch den Silicium- und Phosphorgehalt reduziert. Wenn dies wirklich der Fall ist, muß sich diese Reaktion in einer auffallenden Temperaturerhöhung zeigen. Die Erfahrung beweist die Richtigkeit dieser Annahme. Sowohl beim Schweißen, wie auch beim bloßen Erhitzen weicher Stahlgattungen auf schwache Weißglut zeigt sich, daß diese erst in milchweiße und dann dem Lichtbogen ähnliche bläulichweiße Glut übergeht, also eine wesentliche Temperaturerhöhung erfährt, welche keinesfalls einer Recalescenzerscheinung zugeschrieben werden kann. — Die Reduktion der Oxydationskruste geht umso

[1]) Ausführlicher Bericht siehe „Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure", Nr. 13, 1912.

Digitized by Google

rascher von statten, je höher die Schweißtemperatur und umso vollkommener, je größer der Gehalt des Stahles an Reduktionsmittel. Schweißtemperatur ist diejenige, bei welcher die Reaktionsgeschwindigkeit, bei der Umwandlung der Oxydationskruste, am größten. Die Schweißtemperatur kann aber nicht beliebig hoch gewählt werden. Es setzt ihr der Kohlenstoffgehalt des zu schweißenden Stahles gewisse Grenzen.

Der Kohlenstoff vermittelt nämlich das Oxygen ins Innere des Stahles laut dem Umwandlungsschema: $2CO \leftarrow CO_2 + C$ und $2CO_2 \rightarrow 2CO + O_2$.

Bei größerem Kohlenstoffgehalt und zu hoher Temperatur ist die Abgabe des Oxygens nach dem Innern so groß und so rasch, daß sich die Eisenkristalle mit einer Oxydkruste bedecken und bei dem Schweißdruck von einander lösen. Die Schweißtemperatur darf nur soweit erhöht werden, daß der Stahl noch schmiedbar ist. Der Grundgedanke der Theorie des Schweißens, welche einer weiteren Ausbildung fähig scheint, ist folgender:

Die Hauptbedingung des vollkommenen Schweißens ist die reinmetallische Berührung der kleinsten Teilchen der Schweißflächen, welche durch Reduktion der Oxydkruste dieser Flächen gesichert wird. Die Reduktionsmittel sind im Stahle selbst vorhanden. Der Einfluß der Temperatur auf das Gelingen der Schweißung besteht in der größeren Reaktionsgeschwindigkeit bei höherer Temperatur. Schweißtemperatur ist diejenige, bei welcher der Stahl noch schmiedbar ist und die Reduktion am raschesten von statten geht. Der Mangangehalt des Stahles fördert die Schweißbarkeit. Gut schweißbarer Stahl soll wenig Kohlenstoff und viel Mangan enthalten. Der Mangangehalt wirkt jedoch der Schweißbarkeit nur dann fördernd, wenn derselbe als Karbid oder frei vorhanden ist. Als Manganoxyd ist er der Schweißbarkeit hinderlich.

Silicium im Stahle fördert die Schweißbarkeit, indem es das Manganoxyd reduziert und die Schweißwärme vermehrt, das rasche Abkühlen verhindert. Oxydiert vermindert es die Schweißbarkeit.

Phosphor in geringer Menge fördert den Schweiß, indem er die Schweißtemperatur längere Zeit erhält, also die Wirkung des Siliciums unterstützt.

Digitized by Google

Wir gehen nun zur Frage des notwendigen Schweißdruckes über, wollen aber vorerst noch eine interessante, bisher ungeklärte Erscheinung besprechen.

In manchen Fällen zeigt es sich, daß sonst sehr gut schweißbarer Stahl sich trotz gleicher chemischen Zusammensetzung und gleicher Beschaffenheit beim Schweißen wie harter, nicht schweißbarer Stahl verhält. Warum? Die Eigenschaften der Stoffe sind ausschließlich Folge der Stoffart, so kann die Unschweißbarkeit dieses weichen Stahles bloß durch Veränderung seiner chemischen Beschaffenheit entstanden sein. Die Funkenprobe ergab nun, daß der Stahl an der Schweißstelle einen zu hohen Gehalt an Kohlenstoff hatte. Außerhalb der Schweißstelle wurde der Kohlenstoffgehalt der Stahlqualität entsprechend gefunden. Der Stahl hatte also an der Schweißstelle, im Schmiedefeuer, durch Zementation, Kohlenstoff aufgenommen und sich in härteren, bei der Weißglühhitze nicht schmiedbarem verwandelt. In einer anderen Schmiede konnte derselbe Stahl tadellos geschweißt werden. Und nun zur Frage des Schweißdruckes!

Die kohäsionelle Verbindung der rein metallischen Eisenteilchen bedingt eine gewisse äußere Kraft (Schweißdruck), welche diese Teilchen in den Bereich ihres Anziehungskreises bringt. Wie groß muß dieser Druck im Verhältnis zur Größe der zu schweißenden Stücke sein?

Die Beantwortung dieser Frage ist auf Grund unserer Schweißtheorie nicht schwer.

Der Schweißdruck hängt in erster Reihe von der Bildsamkeit des Stahles bei der Schweißtemperatur ab, in zweiter Reihe von der Masse der zu schweißenden Stücke an der Schweißstelle. Der gut schweißbare Stahl ist bei der Schweißtemperatur teigartig bildsam, der Schweißdruck also gering. Sind die zu schweißenden Stücke dünn, ist schon ein geringer Druck mit dem Handhammer genügend, um das Aneinanderhaften der Schweißflächen zu bewirken. Sind die Stücke an der Schweißstelle wuchtig, so müssen die ersten Hammerschläge derartig bemessen sein, daß eine geringe Deformation der Schweißflächen entsteht, also die ganze Masse bis zur Berührungsfläche durchdringe. Ist diese Deformation erreicht, haften die Eisenteilchen aneinander und sind die weiteren Schläge, nachdem die Erscheinung der Temperaturerhöhung vorüber ist, wie beim Schmieden entsprechender Stücke

Digitized by Google

zu bemessen. Es erhellt aus alldem, daß es verlorene Mühe ist, einen bestimmten Schweißdruck für den Schweiß verschiedener Stücke und verschiedene Stahlgattungen vorzuschreiben, um, wie man sagt, „den persönlichen Einfluß des Arbeiters auszuschließen". Dieser persönliche Einfluß des geübten Arbeiters ist nicht zu entbehren, er macht es unter anderem möglich, den Schweißdruck von Fall zu Fall mit Sicherheit zu bestimmen. Die Theorie soll ihm nur die nötige Anleitung über das Warum des Vorgehens geben.

Eine weitere Frage ist es, ob es überhaupt möglich ist, praktisch eine ideale Schweißung, das ist eine solche, bei welcher sämtliche Punkte der Schweißflächen durch Kohäsion aneinanderhaften, zu bewerkstelligen.

Die Erfahrung lehrt, daß die im festen Zustande geschweißten Stücke durch alternative Torsion oder alternative Biegung sich längs der Schweißflächen lösen. Eine Ausnahme von dieser Regel bildet die nach der „Komm"-Methode bewerkstelligte Schweißung. In diesem Falle geschieht das Zusammenschweißen der Stücke im Schmiedefeuer selbst, wo sich die konisch zugespitzten Enden derselben berühren. Das Abstreifen der Zunderkruste geschieht hier durch Hammerschläge auf die Stirnfläche des aus dem Schmiedeherd herausragenden Stückes, und da sich die so gereinigten Oberflächen sofort aneinander schmiegen und vereinigen, fehlt es an Gelegenheit einer neueren Oxydation. Die so geschweißten Stangen lösen sich auch durch alternative Torsion oder Biegung nicht längs den Schweißflächen, sondern reißen ebenso wie nicht geschweißte Stangen, quer zur Stabrichtung.

Zusammenfassung und Ergebnisse für die Praxis.

a) Die vollkommene Vereinigung von Stahlteilen derselben Art durch Schweißen im festen Zustande ist wohl möglich, doch selten erreichbar, mit Gewißheit nur dann, wenn die Schweißmethode „Komm" anwendbar ist.

b) Die der vollkommenen Vereinigung der kleinsten Teilchen der Schweißflächen hindernde Oxydationskruste wird durch reduzierend wirkende Bestandteile des Stahles metallisch rein, von seinem Sauerstoff befreit und es wird dadurch die kohäsionelle Verbindung befördert.

Digitized by Google

c) Die Reduktion der Oxydationskruste geht umso rascher von statten, je höher die Schweißtemperatur, je größer die relative Menge der Reduktionselemente im Stahl.

d) Schweißtemperatur ist die höchste, bei welcher der schweißbare Stahl noch schmiedbar ist.

e) Der zur kohäsionellen Verbindung der Schweißflächen notwendige Druck ist bei der Schweißhitze verhältnismäßig gering, muß aber eine minimale Deformation an der Schweißfläche bewirken, soll daher bis zur Bewirkung dieser bemessen werden. Die Schweißung ist vollkommen, wenn die durch dieselbe vereinigten Teile sich auch bei einer bis zum Bruch fortgesetzten alternativen Torsion oder Biegung nicht längs den Schweißflächen lösen, sondern wie ganze Stücke querdurch reißen. Lösen sich aber die Schweißflächen bei obiger Beanspruchung und sind diese Flächen von Schlacke und Zunder frei, so ist die Schweißung als praktisch gelungen zu betrachten, weil sich diese bei Beanspruchung durch Zug oder bei Biegung in bloß einer Richtung gut bewährt.

Für die Praxis sind folgende Ergebnisse von Wichtigkeit.

1. Die Schweißbarkeit des Stahles wird durch Erhitzen bis zur sprühenden Weißglut und sofortiges Hämmern desselben bestimmt. Ist der Stahl bei dieser Hitze schmiedbar, ist er auch gut zu schweißen.

2. Das Erhitzen der zu schweißenden Stücke soll in oxydierender Flamme geschehen, sonst nimmt der Stahl im Schmiedefeuer Kohlenstoff auf und kann sich dadurch in nichtschweißbaren verwandeln.[1])

3. Die Verbindungsflächen der Schweißstelle soll möglichst groß gewählt werden. Es ist also vorteilhafter, das Schweißen keilartig zu bewerkstelligen und eine innige Berührung aller Punkte, beider Seiten des Keiles mit den entsprechenden des Schlitzes, herzustellen.

4. Ist eine innige Berührung der Schweißflächen schon vor dem Erhitzen zur Schweißtemperatur vorgesorgt (siehe Punkt 3), so kann auch eine verhältnismäßig große Zunderkruste das Gelingen der Schweißung nicht verhindern, wenn der Stahl selbst gut schweißbar ist.

[1]) Diese Verwandlung kann am raschesten durch die Funkenprobe nachgewiesen werden.

Digitized by Google

5. Der zur Verbindung der Schweißflächen nötige Druck soll erst gegen die Mitte der Fläche gerichtet sein, bloß bis zu dieser durchdringen, dann rasch gegen die Rand-Zone gewendet werden, um das Ausstoßen der Schlacke zu ermöglichen. Nach dem Anhaften der Flächen soll der Druck entsprechend stärker werden, und wie beim Schmieden entsprechender Stücke, bemessen werden.

6. Die Schweißung ist praktisch gelungen, wenn die Randlinien der Schweißstelle unsichtbar und sich beim Biegen und Rückbiegen in der Rotglut nicht öffnen.

7. Die Erprobung der Güte des Schweißes durch alternative Torsion oder alternative Biegung bei gewöhnlicher Temperatur ist hauptsächlich bei Übernahmsproben schweißbarer Stahlgattungen anzuwenden.

8. Die zur Schweißung sonst nicht schweißbarer Stähle verwendeten Schweißmittel bestehen hauptsächlich aus Schlackenbildnern und Eisenspänen, oder sehr dünnen Drähten, welch letztere die Verbindung der Schweißflächen vermitteln und die Oxyde auflösen. Diese Eisenteilchen müssen aber in fein verteilter Form verwendet werden, sonst sind sie der Vereinigung eher hinderlich als nützlich, weil sie das Ausstoßen der Schlacke verhindern.

Zusammenfassung.

Der Verfasser kommt zu dem Resultat, daß der Gehalt an Mangan das Gelingen des Schweißens fördert, weil Mangan die Oxydkruste reduziert.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

VIII3

DAS WESEN DES AUTOGENEN SCHWEISSENS VON STAHL- UND EISENGATTUNGEN UND IHRE PRAKTISCHE ANWENDUNG.*

Von **Max Bermann** in Budapest.

Das Wesen der autogenen Schweißung ist die Vereinigung der kleinsten Teilchen von Stahlflächen im flüssigen Zustande, durch Vermittlung von flüssigem Stahl derselben Zusammensetzung.

Das Schmelzen dieser Flächen wie auch des Verbindungsmetalles bewerkstelligt man mit Hilfe einer Gasflamme sehr hoher Temperatur. Zur Erzeugung dieser dient ein Gemisch von brennbarem Gas (Hydrogen, Azetylen, Leuchtgas, Benzin) mit Sauerstoff hoher Spannung.

Bedingung einer vollkommenen autogenen Schweißung ist außer kohäsioneller Verbindung der kleinsten Teilchen des reinen Metalles an der Schweißstelle die gleichmäßige, homogene Beschaffenheit der letzteren, so daß sie dieselben Festigkeitszahlen ergibt, wie diejenigen der übrigen Teile der zusammengeschweißten Stücke. Im flüssigen Zustande sind die kleinsten Teilchen der Stoffe in dem Bereich ihrer Anziehungskraft, es ist also beim autogenen Schweißen ein äußerer Druck überflüssig. Die Verbindung der kleinsten Teilchen der Schweißstelle durch Kohäsion wird also viel leichter und mit größerer Sicherheit erreicht wie beim festen Schweißen. Es muß aber unbedingt vermieden werden, daß der flüssige Teil der Verbindungsflächen erstarrt, bevor er mit dem flüssigen Vermittlungsstahl in Berührung kommt, sonst kann eine

*) Veröffentlicht in der „Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure", Nr. 13, 1912.

Digitized by Google

Verbindung durch Kohäsion nicht zustande kommen, da Schlacke und Oxyde an der erstarrten Oberfläche derselben hinderlich sind.

Die rein metallische Berührung der flüssigen Stahlteilchen kann also durch Oxydation gestört werden. Diese Oxydation kann die Folge einer Schweißflamme mit Überschuß an Sauerstoff oder aber der Erstarrung der flüssigen Stahlteile an der Luft sein. Es soll also die Schweißflamme nicht oxydierend wirken, die Reduktion der an der Oberfläche oxydierten Teilchen bewirken dann die im Stahl selbst enthaltenen reduzierenden Bestandteile (Kohlenstoff, Mangan, Silicium, Phosphor).

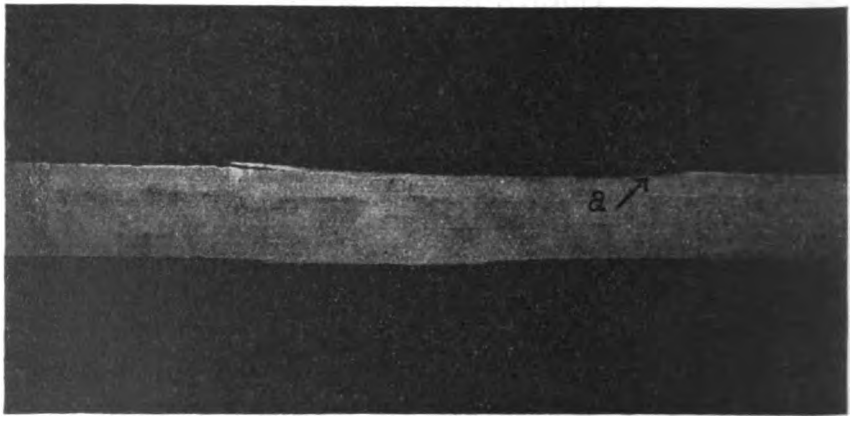


Fig. 1. Autogene Schweißung.

Die zweite Hauptbedingung einer vollkommenen autogenen Schweißung, die Homogenität der Schweißstelle, besteht in der gleichmäßigen mit den anderen Teilen der Stücke gleichen chemischen Zusammensetzung sowie in der gleichen und gleichmäßigen Gefügebildung. Die gleiche chemische Zusammensetzung der Schweißstelle bedingt, daß die Beschaffenheit des Verbindungsstahles mit der des zu schweißenden identisch ist und daß diese während und auch nach dem Schweißen, d. i. beim Abkühlen, keine Veränderung erleidet. Die Auswahl des mit dem zu schweißenden identischen Vermittlungsstahles, bietet zur Zeit keine Schwierigkeit. Die Funkenprobe führt uns mit Sicherheit und sehr rasch zum Ziele. „Gleiche Funkenbilder bedeuten gleiche Stahlqualität".

Digitized by Google

Die Veränderung der chemischen Beschaffenheit der Schweißstelle, ja sogar der benachbarten Teile derselben, ist hauptsächlich bei Anwendung einer Azetylen- oder einer anderen Leuchtgasflamme zu befürchten. Wie die Erfahrung lehrt, zerfallen diese Gase gegebenenfalls in Kohlenwasserstoff und geben dabei Kohlenstoff frei, welcher sich mit dem Eisen chemisch verbindet und dadurch die Stahlqualität verändert. Fig. 1 zeigt den Längsschnitt eines mit Azetylen aus dem Entwickler geschweißten Kesselbleches C = 0·07%. Bei *a*, also außerhalb der Schweißstelle, hatte das Blech einen Kohlenstoffgehalt von C = 1·5% also auffallend viel Kohlenstoff aufgenommen, da die Gleichmäßigkeit der Bleche vor dem Schweißen, bezüglich des Kohlenstoffgehaltes durch die Funkenprobe untersucht wurde, welche bloß 0·01% Unterschiede zeigte.

Zur Vermeidung der Verwandlung durch Zementation soll die Schweißflamme nichtreduzierender Wirkung sein, also lieber einen geringen Überschuß an Sauerstoff haben. Beim autogenen Schweißen von Gußeisen ist die Veränderung der chemischen Beschaffenheit der Schweißstelle, auch bei Anwendung einer indifferenten Schweißflamme, nicht zu vermeiden. Im flüssigen Gußeisen ist sein ganzer Kohlenstoffgehalt in gelöster Form. Die infolge metallischer Wärmeleitung rasche Abkühlung und Erstarrung des flüssigen Eisens verhindert die Ausscheidung der originalen Graphitmenge; es ist also der Gehalt an gebundenem Kohlenstoff in der Schweißstelle größer als in den anderen Teilen des Gußeisenstückes und dieses deshalb auch härter.

Zur Abhilfe dieses Übels soll man als Verbindungsmetall zum autogenen Schweißen des Gußeisens ein entsprechend weicheres Gußeisen oder aber Stahl mit größerem Kohlenstoffgehalt wählen.

Zur Reduktion der Oxyde ist es hier vorteilhaft, ein der Eisenqualität entsprechendes Schweißpulver zu verwenden.

Die gleiche und gleichmäßige Beschaffenheit der Schweißstelle verlangt die Kontinuität und eine der nichtgeschweißten Stellen entsprechende Gefügebildung.

Unter Kontinuität ist das dichte Lagern der Stahlteilchen, frei von Lücken, Blasen und Fremdkörpern (Schlacken, Oxyde usw.) zu verstehen. Diese wird einerseits durch entsprechende Zurichtung des Schweißschlitzes gesichert, welcher den Zutritt der Schweißflamme und des flüssigen Verbindungsmetalles gestattet, anderer-

Digitized by Google

seits durch Flüssigerhalten des eben behandelten Teiles der Schweißstelle, wodurch das Aufsteigen der Schlacke an die Oberfläche ermöglicht und die Reinheit der Schweißstelle gesichert wird. Das Gefüge des Stahles oder des Gußeisens in der Schweißstelle ist infolge der raschen Abkühlung kristallinisch, muß also um dem des übrigen Teiles der geschweißten Stücke gleich zu werden, nachträglich mechanisch bearbeitet werden, sonst ist diese Schweißstelle spröde und besitzt eventuell auch geringere Festigkeit. Ist ein mechanisches Bearbeiten der Schweißstelle nicht durchführbar, so soll dieselbe durch Ausglühen bildsam gemacht werden, doch hiebei die Anwendung eines nicht gehörig angefachten Holzkohlenfeuers vermieden werden, weil dieses die Gefahr einer Zementierung des Stahles bietet. Bei Gußeisen besteht diese Gefahr selbstverständlich nicht.

Daraus erhellt, daß die autogene Schweißung dem Schweißen im festen Zustande weit überlegen ist. Die Verbindung der einzelnen Eisenteilchen durch Kohäsion ist durch den flüssigen Zustand derselben gesichert. Das Erzielen der gleichmäßigen Beschaffenheit der Schweißstelle bildet, mit Ausnahme der Gefügebildung, keine Schwierigkeit, da wie beim Raffinieren von flüssig erzeugtem Stahl vorzugehen ist. Es werden die wohlbekannten Mittel und Schlackenbildner verwendet und, da wir es hier mit nur geringen Flüssigkeitsmengen zu tun haben, ist die gleichmäßige Beschaffenheit leichter zu erreichen. Trotzdem steht der allgemeinen Verwendung der autogenen Schweißung, hauptsächlich bei wichtigeren, alternativ beanspruchten Maschinenteilen die Tatsache entgegen, daß es bisher nicht möglich war, sich von dem Gelingen oder Mißlingen derselben ohne Zerstörung des Stückes zu überzeugen.

Haben wir aber intelligente, gewissenhafte, vollkommen verläßliche Arbeiter über das Wesen der autogenen Schweißung aufgeklärt und diese in der Durchführung derselben die nötige Fertigkeit und Sicherheit erworben, wovon wir uns durch Prüfen ihrer Übungsarbeiten, durch Zerreißproben, makroskopische Untersuchung der Schnitte durch die Schweißstelle usw. überzeugt, so bleibt nur noch der heikle Punkt der unbewußten Zementierung des Stahles übrig. Gegen diesen Fehler sichert uns die Funkenprobe. Nach Vollendung der Schweißung untersuchen wir die Schweißstelle und ihre Umgebung innerhalb des Bereiches der ganzen Schweißflamme. Zeigt es sich, daß irgendeine Stelle durch

Digitized by Google

Kohlenstoffaufnahme für den Verwendungszweck des betreffenden Bestandteiles ungeeignet wurde, wie aus Fig. 2 und 3 ersichtlich,

Fig. 2. Autogene Schweißung.
Funkengarbe des Bleches bei *a* vor der Schweißung.

Fig. 3. Autogene Schweißung. Funkengarbe des Bleches bei *a*

so ist dasselbe zu verwerfen, wenn es nicht gelingt, die Gleichmäßigkeit dieser Stelle wiederherzustellen. Die Geschicklichkeit des Arbeiters wird allgemein als Hauptbedingung der Verläßlichkeit der autogenen Schweißung anerkannt. Worin diese Geschick-

Digitized by Google

lichkeit besteht, is meines Wissens noch nicht veröffentlicht geworden. Unsere Erörterung der Frage der autogenen Schweißung wird auch diesbezüglich Klarheit schaffen.

Die Geschicklichkeit des Arbeiters zeigt sich in dem Zurichten der Schweißflächen, der Herstellung eines von Fall zu Fall entsprechend bemessenen Schweißschlitzes, in der Wahl des Verbindungsmetalles und der Stabdicke desselben, in der Bemessung der Flächengröße, welche gleichzeitig zu schmelzen sei, um sofort mit dem flüssigen Verbindungsmetall bedeckt zu werden, in der Bestimmung des Gas- und Sauerstoffmengen-Verhältnisses, der Wahl der entsprechenden Düsengröße und im rechtzeitigen Herstellen des eventuell gestörten Gasgemenge-Verhältnisses, in der Handhabung und der Instandhaltung des Schweißkolbens, wie auch in der Verhütung von Rissen beim Abkühlen und während des Schweißvorganges durch entsprechendes Anwärmen und Warmhalten der gefährdeten Teile.

Die weitere Vervollkommnung des Verfahrens der autogenen Schweißung verlangt eine Methode, welche das langsame Abkühlen der Metallflüssigkeit ermöglicht, um hiedurch die nachträgliche mechanische Bearbeitung überflüssig zu machen.

Zusammenfassung.

1. Das Wesen der autogenen Schweißung ist die Vereinigung der Schweißflächen im flüssigen Zustande durch Vermittlung von flüssigem Metall derselben Zusammensetzung.

2. Die rein metallische Berührung der kleinsten Teilchen der Schweißstelle wird durch Reduktion der Eisenoxyde oder durch Auflösen derselben in Schlacken befördert. Die Reduktion geschieht durch reduzierend wirkende Bestandteile des Stahles, das Auflösen aber durch Schlackenbildner, die in Form von Schweißpulver hauptsächlich für Gußeisen verwendet werden.

3. Die gleichmäßige Beschaffenheit der Schweißstelle wird außerdem durch entsprechende Wahl des Verbindungsmetalles, mittels der Funkenprobe, gesichert.

4. Haben wir uns von der Geschicklichkeit und der Verläßlichkeit des Arbeiters überzeugt, ist es bloß in wichtigen Fällen notwendig die Schweißstelle und ihre Umgebung mittels der Funkenprobe zu untersuchen, ob nicht eine wesentliche Verände-

Digitized by Google

rung durch Kohlenstoff-Aufnahme aus der Azetylengasflamme stattgefunden hat.

Der Verfasser kommt zu dem Resultat, daß das Gelingen des Schweißens gefördert wird, wenn die Flamme etwas oxydierend wirkt und wenn das Schweißmaterial möglichst dieselbe chemische Zusammensetzung besitzt, wie der zu schweißende Körper. Zur Beurteilung der Identität der Materialien empfiehlt er die Funkenprobe.

Resultat.

Die Schweißstelle autogen geschweißter Stücke soll dieselbe chemische Beschaffenheit wie das Stück selbst haben. Das Verbindungsmetall wird mittels der Funkenprobe ausgesucht, diese dient auch als Kontrolle der Güte der Schweißung von Stählen, indem sie gegen die Veränderung durch Zementation Kohlenstoff-Aufnahme sichert.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IX1

DIE MAGNETISCHEN UND ELEKTRISCHEN EIGENSCHAFTEN DER MATERIALIEN IN BEZIEHUNG ZU IHRER MECHANISCHEN PRÜFUNG.

Von **Charles W. Burrows**, Washington.

(Übersetzt von A. Grünhut.)

Der Zweck dieser Studie ist der Nachweis, daß gewisse magnetische und elektrische Untersuchungen neben oder an die Stelle der mechanischen Prüfungen treten können.

Für viele praktische Zwecke ist es erforderlich, daß das Endprodukt gewisse Eigenschaften zeige, wenn es der Zugbeanspruchung, dem Kaltbiegen, hin- und hergehenden Belastungen und ähnlichen Beanspruchungen unterworfen wird. Die Bestimmung jeder dieser Eigenschaften bedingt eine Probe, die die Zerstörung des Materials zur Folge hat, so daß das Material, unabhängig davon, ob es vor dem Versuch für den Gebrauch zufriedenstellend war oder nicht, schließlich für den beabsichtigten Zweck doch verloren ist.

Wenn man als Versuchsmaterial kleine Stücke von voraussichtlich gleichen Eigenschaften verwendet, so kann man im allgemeinen die Zerstörung des Endproduktes vermeiden.

Sekundäre Eigenschaften.

Es bleibt noch eine dritte Möglichkeit. Wenn wir aus vorhergehenden Versuchen wissen, daß jene Eigenschaften, die für die besondere Verwendungsweise des Materials bestimmend sind, immer mit anderen, einfacheren oder einfacher zu bestimmenden Eigenschaften zusammengehen, so können wir diese sekundären Eigenschaften an Stelle der fundamentalen untersuchen. Wenn z. B.

Digitized by Google

gefunden wird, daß der Widerstand des Materials gegen wechselnde Belastungen immer mit einer bestimmten Härte nach Brinell zusammenfällt, so können wir die Brinellsche Probe anwenden, deren Wert als Mittel zur Bestimmung des Widerstandes gegen wechselnde Belastungen durch Vorversuche vorher festgelegt werden muß. Natürlich muß eine Reihe von Versuchen angestellt werden, um zu zeigen, wie weit der Ersatz der einen Eigenschaften durch die anderen zulässig ist und unter welchen Bedingungen der Vergleich nicht mehr stimmt. Die erhaltenen Daten zeigen dann sowohl die Grenzen als auch die Versuchsmöglichkeiten der Versuchsmethoden.

Alle magnetischen und elektrischen Untersuchungen, von welchen nachstehend gesprochen werden soll, sind sekundäre Prüfungen.

Die Brinellsche Probe und die magnetischen Untersuchungen sind nebeneinander genannt worden, weil im allgemeinen jede Veränderung des Stahls eine Änderung in der Brinellschen Härtezahl mit sich bringt, die ähnlich ist den magnetischen Änderungen; natürlich kann der Vergleich nur mit magnetischem Material angestellt werden. Es besteht aber eine große Verschiedenheit zwischen den beiden Methoden. Die Brinellsche Probe mißt eine mehr an der Oberfläche des Materials bestehende Erscheinung, während die magnetischen und elektrischen Prüfungsmethoden die Eigenschaften des ganzen Materials, also einen Durchschnittswert, ergeben.

Messung der Reluktanz.

Das Verhältnis der magnetisierenden Kraft zu der magnetischen Induktion oder die Reluktanz (magnetischer Widerstand), wie dieses Verhältnis auch genannt wird, ist eine jener magnetischen Eigenschaften des Materials, welche man am leichtesten zu den mechanischen Eigenschaften in Beziehung setzen kann.

Es ist bereits bekannt, daß die magnetische Reluktanz eines Stahlstabes kleinen Einflüssen gegenüber sehr empfindlich ist. Eine Änderung in der Wärmebehandlung vermag die magnetischen Eigenschaften um ein Mehrfaches zu ändern. Kaltziehen oder Kaltbearbeiten vergrößert die Reluktanz. Kurz, man kann sagen, daß die magnetischen Eigenschaften Funktionen der molekularen Gruppierung sind, und Ursachen, welche eine Änderung in dieser molekularen

Digitized by Google

Gruppierung hervorrufen, bringen entsprechende Änderungen in den magnetischen Eigenschaften mit sich.

Da die Änderungen in den mechanischen Eigenschaften in gleicher Weise von Änderungen in der molekularen Struktur und molekularen Gruppierung herrühren, so ist es möglich, die mechanischen und magnetischen Eigenschaften in Beziehung zu einander zu bringen, ferner festzulegen, welche magnetischen Erscheinungen den geforderten mechanischen Eigenschaften entsprechen, und welche Änderung in den magnetischen Werten der zulässigen Änderung in den mechanischen Eigenschaften entspricht.

Untersuchung zur Bestimmung der geeigneten Wärmebehandlung.

Um die Reluktanzprobe zu einer verläßlichen zu machen, wird eine sehr ausgedehnte Reihe von Experimenten angestellt, durch welche die Beziehungen zwischen den mechanischen und den magnetischen Eigenschaften von Federstahl, der verschiedener Wärmebehandlung unterworfen wurde, festgelegt werden.

Es wurde gefunden, daß die gewünschten mechanischen Eigenschaften nur dann erhalten werden, wenn man in der Wärmebehandlung einen ganz bestimmten Vorgang einhält, und daß Abweichungen davon unerwünschte mechanische Eigenschaften in dem Endprodukt zur Folge haben. Es hat sich nun gezeigt, daß die magnetischen Eigenschaften gegenüber Änderungen in der Wärmebehandlung noch empfindlicher sind als die mechanischen.

Wenn man die magnetischen und die mechanischen Werte einander gegenüberstellt, so erkennt man, daß die Reluktanz als ein Kriterium für die richtige Wärmebehandlung dienen kann. Einzelfragen müssen natürlich erst gelöst werden. Die Reluktanz ist veränderlich und wenn es notwendig ist, ihren Wert in verschiedenen Hinsichten zu bestimmen, so ist die Arbeit natürlich größer, als wenn man nur einen einzigen Wert davon zu benützen braucht, z. B. die Reluktanz bei einer bestimmten Induktion oder bei einer bestimmten magnetisierenden Kraft. Zufriedenstellende Resultate erhält man, wenn man die Reluktanz bei einer magnetisierenden Kraft von 50 Gauß als Grundlage wählt. Die Reluktanz aller Stahlsorten, welche in richtiger Weise behandelt worden sind, zeigen voneinander sehr wenig verschiedene Werte, während jene Stahlsorten, die große Abweichungen in der Wärmebehandlung

Digitized by Google

gegenüber der normalen erlitten haben, so daß sie auch nicht die erforderlichen mechanischen Eigenschaften besitzen, Werte für die Reluktanz zeigen, die zu hoch oder zu niedrig sind, je nach der Art, wie von der normalen Behandlung abgewichen wurde.

Ein magnetischer Versuch, wie der oberwähnte, ist besonders dort von Wert, wo eine bestimmte Wärmebehandlung von Wesenheit ist und wenn dasjenige Material, das zufällig eine Änderung in der Wärmebehandlung erlitten hat, zurückgewiesen werden muß. Ein Nachteil dieser Untersuchungsmethode liegt nur darin, daß sie gewisse Vorversuche erfordert, sobald eine neue Stahlsorte von abweichender chemischer Zusammensetzung untersucht werden soll. Die Unterschiede sind jedoch nicht groß. Es ist nur erforderlich, neue Konstanten aufzustellen, und die Bestimmung derselben kann dadurch vereinfacht werden, daß man die magnetischen Eigenschaften des Materials, nachdem es gewisse grundlegende Wärmebehandlungen, wie z. B. das Ausglühen, Ablöschen oder Anlassen, in ganz bestimmter Weise durchgemacht hat, als Grundlage wählt.

Risse, Gußblasen und Spannungen.

Die Reluktanz eines Stahlstabes wird sehr stark durch Änderungen in der Homogenität beeinflußt, wie sie durch Saigerungen, Gußblasen, Spannungen, Risse etc. verursacht werden können. Solche Ungleichmäßigkeiten können dadurch aufgedeckt werden, daß man die magnetischen Werte längs einer Stange oder einer Schiene bestimmt. Selbst das Vorhandensein einer bestimmten Spannung in einem Baugliede kann nachgewiesen werden, da die Änderungen in der magnetischen Reluktanz, welche von der Kompression herrühren, verschieden sind von jenen, die durch die Zugbeanspruchung verursacht werden. Was jedoch diese Untersuchung anbelangt, so ist man dabei über den Laboratoriumsversuch noch nicht hinausgekommen und gerade hier müssen noch zahlreiche Versuche angestellt werden, bis man bestimmte Resultate der Praxis an die Hand geben kann.

Die Elastizitätsgrenze.

Wenn ein Stab auf Zug beansprucht wird, so besteht eine gewisse Beziehung zwischen der Längenänderung und der angewendeten Zugkraft. Im Anfang ist das Verhältnis zwischen der Belastung und der Längenänderung konstant, dann nimmt es ab.

Digitized by Google

Dieses Abweichen von der Proportionalität tritt bei einer Belastung ein, welche mitunter als Elastizitätsgrenze bezeichnet wird, ein Punkt, der nicht immer mit Sicherheit bestimmt werden kann, weil die Abweichung von der Proportionalität nicht deutlich genug ist und die Messungen schwierig anzustellen sind.

Wenn wir jedoch die Änderungen in der Reluktanz mit der Belastung vergleichen, so haben wir hier eine Größe, die sich in der Nähe der Elastizitätsgrenze sehr stark verändert. In welcher Nähe der Elastizitätsgrenze die Änderungen in dem magnetischen Zustände eintreten, kann man heute noch nicht genau angeben, doch sind jetzt diesbezüglich eingehende Versuche im Zuge. Sollte es gelingen, die Elastizitätsgrenze durch magnetische Messungen leichter und präziser festzustellen, dann wird sie eine wichtigere Konstante sein, als sie es bis heute war.

Praktische Verwendungen.

Ich habe früher von der Verwendung des Reluktanzversuches zum Aufdecken irgendwelcher Abweichungen von der richtigen Wärmebehandlung gesprochen. Die Messung der Reluktanz kann uns auch Aufschluß darüber geben, ob der Prozeß des Einsatzhärtens ein vollständiger war. Soviel mir bekannt ist, weiß man auf diesem Gebiete noch nicht viel und es wäre daher eine Untersuchung wohl am Platze.

Eine geistreiche Anwendung der Erscheinung, daß die Reluktanz einer Litze aus Stahldrähten größer wird, sobald ein Draht reißt, wurde vor einigen Jahren in Australien gemacht. Zwei kurze konzentrische Spulen wurden auf eine Hülse gewickelt, durch deren hohlen Kern das Stahldrahtkabel frei hindurchging. Eine Spule wurde von einer Wechselstromquelle gespeist und die andere Spule war an ein registrierendes Wechselstromvoltmeter angeschlossen, an welchem man dann einen Fehler in dem Kabel erkennen konnte.

Schuchardt und Schütte haben eine Anordnung zur Bestimmung der mechanischen Härte in elektromagnetischen Größen angegeben, welche innerhalb gewisser Grenzen gute Resultate liefert.

Die Anwendungsmöglichkeit der magnetischen Prüfmethode ist ohne Grenzen, wenn einmal praktische Prüfmethoden ausgearbeitet und genügend viele grundlegende Werte festgestellt sein werden. So könnte man sehr gut Stahlschienen magnetisch auf

Digitized by Google

das Vorhandensein von Unhomogenitäten oder anderer Mängel untersuchen, z. B. durch einen Apparat, welcher an dem Schienenkopf angebracht werden könnte, um eine Untersuchung der Schiene, nachdem sie verlegt worden ist, zu ermöglichen.

Wenn man bei der Herstellung von großen Kanonen oder gezogenen Flintenläufen nachträglich findet, daß das Material nicht homogen ist, so sind Mühe und Geld für die Bohrarbeit verloren. Könnte man aber solche Gußstücke vorher genauer untersuchen, so könnten Defekte im Material entdeckt werden, bevor man noch an seine Bearbeitung schreitet. Ähnlich ist es bei den Achsen von Eisenbahnwagen. Hier werden Lunker nicht immer bei der Bearbeitung entdeckt. Immerhin aber bestehen sie in einer großen Anzahl von Achsen, die deshalb auch mit einem sehr hohen Sicherheitsfaktor bemessen werden müssen, um den Materialfehlern, welche möglicherweise nicht entdeckt werden, Rechnung zu tragen. Man könnte natürlich viel an Material sparen und Achsen viel knapper dimensionieren, wenn man das gute von dem schlechten Material vorher trennen könnte

Es gibt viele Gebiete, auf welchen man vollkommenes Material um jeden Preis benötigt. So ist z. B. die Automobilindustrie auf das beste und gleichmäßigste Material angewiesen, das erhältlich ist. Die Flugmaschine erfordert bei einem Minimum von Material die größte Widerstandsfähigkeit. Genauere Materialprüfung bedeutet die Möglichkeit einer Herabsetzung des Sicherheitsfaktors und damit eine Steigerung des Wirkungsgrades.

Im Vorhergehenden ist die Reluktanz als jene magnetische Eigenschaft herangezogen worden, die für die magnetische Prüfung untersucht werden soll; doch ist es nicht ausgeschlossen, daß man auch andere magnetische Eigenschaften, wie z. B. die Remanenz, die Koerzitivkraft, die maximale Permeabilität und den Hysteresisverlust mit Vorteil hiezu heranziehen kann.

Neben den magnetischen Eigenschaften können wir den elektrischen Widerstand zur Untersuchung heranziehen, welcher sich qualitativ in der gleichen Weise wie die Reluktanz ändert. Jedoch sind die Änderungen kleiner und stehen in keinem übersichtlichen Zusammenhang mit den mechanischen Untersuchungen.

Man braucht übrigens nicht langwieriger magnetischer Untersuchungen, um die außerordentliche Empfindlichkeit zu erkennen, die

Digitized by Google

der Stahl in seinem magnetischen Verhalten gegenüber den kleinsten mechanischen Änderungen aufweist. Diese Empfindlichkeit ist eine der Ursachen, weshalb man bei rein magnetischen Messungen selten konstante und abschließende Resultate erhält.

Aber gerade diese Empfindlichkeit des magnetischen Verhaltens des Stahls gegenüber mechanischen Einflüssen ist es, welche das Zusammenarbeiten des mechanischen mit dem magnetischen Laboratorium so vielversprechend macht. (Das magnetische Laboratorium des Bureau of Standards führt gegenwärtig eine Untersuchung über die Beziehungen zwischen den magnetischen und den mechanischen Eigenschaften von Stahl durch.)

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IX$_2$

DIE ZUGFESTIGKEIT VON FLUSSTAHL IN IHRER BEZIEHUNG ZUR MAGNETISCHEN UND ANDEREN HÄRTEPRÜFUNGEN.

Von **Ralph P. Devries**, Washington.

(Übersetzt von Th. Scharff.)

Einzelne Einschränkungen in der Anwendbarkeit der Verfahren von Shore und Brinell sind schon in einer früheren Studie[1]) über Härtemessung und ihre Beziehung zu den Dehnungseigenschaften des Flußstahles behandelt worden. Die Fortsetzung der Untersuchung hat gezeigt, daß eine der Hauptschwierigkeiten für die Anstellung von Vergleichen zwischen der Härteprobe und anderen Prüfungen im Messen kleiner Härteunterschiede liegt.

Die Härte des Probestückes wird gewöhnlich an verschiedenen Stellen gemessen und der Durchschnitt der auf diese Weise erhaltenen Werte wird als die Härte des Metallstabes im Einzelfalle angenommen. Die Einzelmessungen können beträchtlich von der Durchschnittshärte abweichen und können daher die Härte eines Metalles mit verschiedenen Festigkeitseigenschaften darstellen. Dies zeigt entweder, daß das Metall nicht durch und durch homogen ist, oder daß die Messungen nicht mit der genügenden Genauigkeit vorgenommen sind. Die Literatur über Härtemessungen scheint die erstere Erklärung für die auftretenden Unterschiede zu bestätigen.

Kurth[2]) und andere versuchten bei Erforschung der Abhängigkeit der Kugeldruckhärte von der Bruchfestigkeit eine einfache Beziehung zu finden, indem sie die Zerreißfestigkeit unter Zugrundelegung der verringerten Querschnittsfläche an Stelle der ursprünglichen berechneten.

[1]) Proceedings of the American Society of Testing Materials, Band XI.

[2]) Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure, 1908.

Digitized by Google

Die vorliegende Untersuchung versucht, das Brinellsche Verfahren der Härteprüfung in einer Weise anzuwenden, daß es möglich ist, kleine Verschiedenheiten in der Härte zu unterscheiden.

Meßverfahren.

In einer früheren Studie[1]) über die Kugeldruckhärteprüfung ist das Verfahren zur Messung der Tiefe des Eindruckes beschrieben worden. Das gleiche Verfahren wird bei dieser Untersuchung benutzt, aber anstatt die Tiefe der Eindrücke an verschiedenen Stellen desselben Stabes zu messen, wurden die Vertiefungen nach fortgesetzter Belastung auf derselben Stelle gemessen. Das benutzte Mikrometer mit Ablesemikroskop gestattete die unmittelbare Ablesung bis auf 0·0005 mm. Die Pressungen erstreckten sich von 0 bis auf 1000 kg.

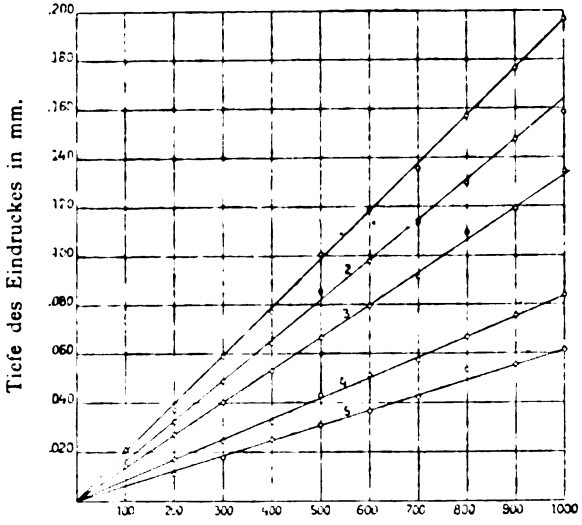


Fig. 1.

Belastung in kg.

Verhältnis der Belastung zur Tiefe des Eindruckes bei fünf Stahlstäben.

Als Vorversuch wurde die Tiefe der Eindrücke an fünf Flußstahlstäben gemessen. Die Ergebnisse sind in Fig. 1 aufgetragen. Sie zeigen, daß das Verhältnis zwischen Last und Tiefe des Eindruckes geradlinig ist für allmähliche Lastzunahme auf derselben Stelle. Die Abweichung der gemessenen Vertiefungen vom Mittelwert, der durch die gerade Linie bestimmt wird, ist auf Fehler

[1]) Proceedings of the American Society for Testing Materials, Bd. XI.

Digitized by Google

zurückzuführen, die beim Einstellen des Fadenkreuzes des Ablesemikroskopes gemacht sind und auf solche Fehler, die bei Anwendung der beabsichtigten Pressung vorgekommmen sind.

Das geradlinige Verhältnis zwischen Last und Vertiefung für allmähliche Lastzunahme auf derselben Druckstelle lautet:

$$P = a \cdot t,$$

worin P = die gesamte aufgebrachte Last oder Pressung in Atm.,
t = die Tiefe des Eindruckes
und a = eine Konstante bedeutet.

Tabelle I.

Härte von fünf Stahlstäben an jedrei verschiedenen Stellen desselben Stabes.

Nummer des Stabes	Härteziffer in kg für die Stellen				Abweichungen vom Mittel in % für Stelle		
	1	2	3	Mittel	1	2	3
1	510	522	530	521	2·1	0·19	1·9
2	611	636	647	631	3·1	0·8	2·5
3	752	740	770	754	0·26	1·8	2·1
4	1197	1230	1190	1206	0·74	1·0	1·3
5	1626	1604	1580	1603	1·4	0·06	1·4

Die Konstante „a" entspricht der Last, die nötig ist, um einen Eindruck von 0·1 mm Tiefe hervorzubringen. Diese Konstante ist in den folgenden Zeilen stets Kugeldruckhärteziffer genannt.

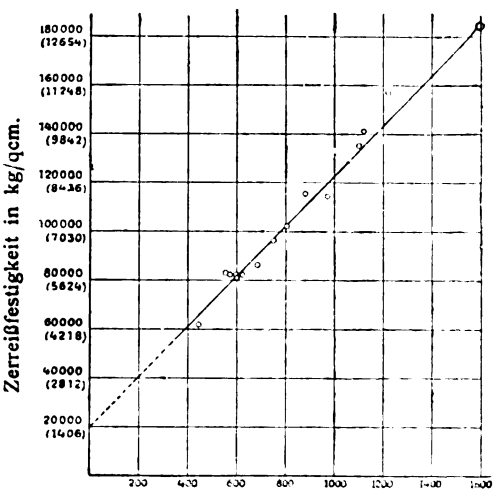


Fig. 2.
Härteziffer in kg.
Beziehung zwischen Kugeldruckhärte und Zerreißfestigkeit von 16 Stahlstäben.

Digitized by Google

Um festzustellen, ob die auf diese Weise ermittelte Härte für jeden beliebigen Stahl eine Konstante ist, wurden zunächst die Härteziffern der gleichen fünf Flußstahlstäbe an drei verschiedenen Stellen für jeden Stab bestimmt. Diese Werte und die Abweichung in Hundertteilen vom Mittelwert sind in Tabelle I zusammengestellt. Die Ergebnisse umfassen die Reihe der zu messenden Härtewerte und zeigen, daß die Härteziffer für irgendein Stahlstück als eine Konstante angesehen werden kann, da die Abweichungen von den Mittelwerten wahrscheinlich ebensosehr auf Versuchsfehler als auf irgendwelchen Mangel an Homogenität des Flußstahlmateriales zurückzuführen sind.

Die Härteziffern und Zerreißfestigkeiten von 16 in ihrer chemischen Zusammensetzung variierenden Flußstahlstäben sind in Tabelle II zusammengestellt worden. In Fig. 2 sind die Bruchfestigkeiten in kg/qcm als Ordinaten und die Härteziffern als

Tabelle II.

Härte und Zerreißfestigkeit von 16 Stahlstäben.

Nummer des Stabes	Chemische Zusammensetzung								Kugeldruckhärteziffer in kg	Zerreißfestigkeit in kg/qcm
	C	Mn	P	Si	S	Cr	Ni	Va		
1	0·29	0 15	0·10	0·15	0·010	1·10	3·4		685	6.050
2	0 32	0·20	0·11	0 16	0·010	1·12	1·5		555	5.830
3	0·48	0·33	0·26	0·17	0·037	1·07	1·58		628	5 770
4	0·33	0·50	0·011	0·16	0·015	0·95		0·15	523	—
5	0·50					1 07		0·18	752	6.770
6	0·48	1·30	0·056	0 32	0·049				572	5.800
7	0·45	0·87		1·69					806	7.170
8	0·29	0·65	0 010	0·10	0 020		3·56		598	5.790
9	0·25						3·5		600	5.700
10	0 25								975	8.010
11	0 50								1610	13.000
12	0·45								1221	11.030
13	0 45								880	8.110
14									1121	9 950
15									1100	9.600
16									447	4.350

Abszissen aufgetragen worden. Die Beziehung kann ausgedrückt werden durch

$$f = c\,a'' + c'.$$

Digitized by Google

Hierin ist f = Bruchfestigkeit,
a" = Härteziffer
und c und c' sind Konstanten.

Tabelle III enthält die Bruchfestigkeitswerte dieser Stahlstäbe, wie sie die Rechnung auf Grund obiger Beziehung ergibt, und die Fehler in Hundertteilen der Versuchswerte. Jeder in Fig. 1 auf-

Tabelle III.

Berechnete Zerreißfestigkeitswerte und Fehler in Hundertteilen.

Nummer	Zerreißfestigkeit in kg/qcm aus der Kugeldruckhärte berechnet	Fehler in %
1	6.350	4·6
2	5.400	7 2
3	5.940	2·9
4	5 200	—
5	6.830	1·1
6	5.530	4·3
7	7.220	0·8
8	5.715	0·9
9	5.720	0·7
10	8.400	5·0
11	13 030	0·05
12	10.240	1·2
13	7.750	4·4
14	9 500	3 8
15	9.330	2·5
16	4 640	6 6

getragene Zerreißfestigkeitswert ist das Mittel aus drei Versuchen, die bis zu 2% vom Mittelwert abweichen. Die Unterschiede zwischen den aus der Kugeldruckhärteziffer berechneten Werten der Zerreißfestigkeit und denen, die aus wirklichen Zugversuchen gewonnen sind, sind wahrscheinlich Versuchsfehlern zuzuschreiben.

Die Stäbe Nr. 2, 10, 11, 12, 13, 14 und 15 wurden durch Erhitzen bis auf eine Temperatur von ungefähr 850° C in einem elektrischen Ofen ausgeglüht. Sie wurden für die Dauer von ungefähr vier Stunden auf dieser Temperatur gehalten und konnten dann im Ofen abkühlen. Nach dem Ausglühen wurden die Festigkeitseigenschaften und die Härte festgestellt. Der Unterschied in den Festigkeits- und Härtewerten dieser sieben Stäbe ist in Tabelle IV gezeigt. Ein Pluszeichen vor dem Unterschiede bedeutet einen

Digitized by Google

Wertzuwachs, ein Minuszeichen bedeutet einen Abfall. Die berechneten Werte des Unterschiedes in der Zerreißfestigkeit sind ebenfalls in dieser Tabelle aufgeführt. Es ist bemerkenswert, daß das Brinell-Verfahren einen Abfall an Härte für alle ausgeglühten Proben zeigt, mit Ausnahme des Stabes Nr. 2, der schon vorher ausgeglüht worden war. Dies weist darauf hin, daß das Brinell-Verfahren wahrscheinlich mit Vorteil bei Ermittlung der Wärmebehandlung, die ein Stahl erfahren hat, angewendet werden kann

Tabelle IV.

Unterschiede in der Härte und den Festigkeitseigenschaften infolge Ausglühens.

Nummer des Stabes	Unterschiede in der Elastizitätsgrenze in kg/qcm	Unterschiede in der Dehnung in % bei 20 cm Meßlänge	Unterschiede in der Zerreißfestigkeit in kg/qcm	Berechnete Unterschiede in der Zerreißfestigkeit in kg/qcm	Unterschiede in der Kugeldruckhärte in kg	Unterschiede in der Skleroskophärte in Teilen der Skala
11	— 1780	+ 13·6	— 6010	— 5515	— 763	— 18·3
10	— 3360	+ 13·0	— 2840	— 3225	— 498	— 12·3
14	+ 435	+ 19·4	— 3915	— 3850	— 471	— 12·8
15	+ 470	+ 24·9	— 3405	— 3560	— 459	+ 2
12	— 245	+ 7·7	— 3170	— 3120	— 321	— 8
13	1500	+ 6·3	— 1140	— 1150	— 110	— 17·3
2	— 393	— 4·8	+ 24·5	—	—	+ 2

Magnetische Prüfungen von Flußstahl.

Für 12 von den 16 Stahlstäben[1]) wurden die Unterlagen, betreffend die normale magnetische Induktion ermittelt. Die normalen Induktionskurven für diese 12 Stäbe sind in Fig. 3 aufgetragen. Vergleicht man diese Kurven unter sich, so ist leicht zu erkennen, daß die Stäbe Nr. 11 und 12 sich von Nr. 8 in magnetischer Beziehung erheblich unterscheiden. Das Leitungsvermögen dieser Stäbe für eine beliebige magnetisierende Kraft ist unbedingt verschieden. Nach der Brinellschen Härteprobe sind die Stäbe Nr. 11 und 12 die härtesten, während Stab Nr. 8 eine viel niedrigere

[1]) Die magnetischen Feststellungen wurden von der magnetischen Abteilung des Bureau of Standards (physikalisch- und chemisch-technische Staatsanstalt der Vereinigten Staaten) gemacht. Die Beschreibung, betreffend das Verfahren siehe Bulletin of the Bureau of Standards, Bd. 6, Nr. 1.

Digitized by Google

Härteziffer besitzt. Man kann daraus den Schluß ziehen, daß Stäbe, die den Magnetismus für eine Folge von magnetisierenden Kräften am schlechtesten leiten, die härtesten sind, während die Stäbe, die das größte Leitungsvermögen besitzen, am wenigsten hart sind.

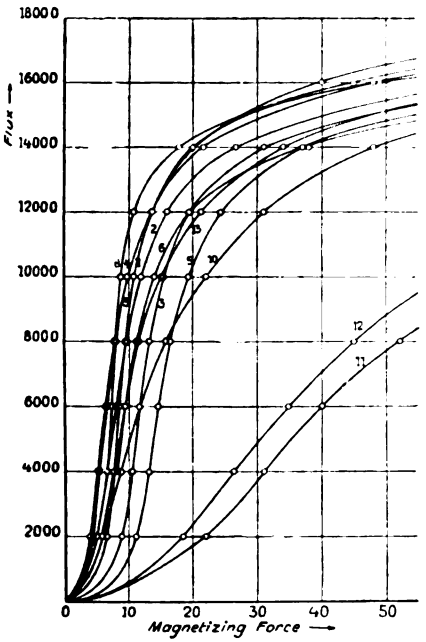


Fig. 3.
Normale Induktionskurven von 12 Stählen.

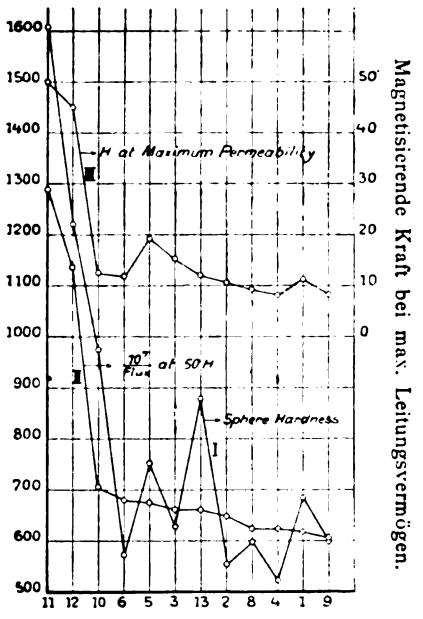


Fig. 4.
Vergleich der Angaben über magnetische und Kugeldruckhärte.

Eine Betrachtung der magnetischen Induktionskurven lehrt, daß sich nicht alle Stahlstäbe auf dieser Grundlage vergleichen lassen. Die magnetisierende Kraft, bei der das Leitungsvermögen ein Maximum ist, ist ein charakteristisches Merkmal für den Stahl. Dies kann man erkennen, wenn das Leitungsvermögen für die verschiedenen magnetisierenden Kräfte zeichnerisch aufgetragen wird. Dieser Punkt und der reziproke Wert des Kraftlinienflusses bei einer magnetisierenden Kraft 50 sind in Fig. 4 mit der Kugeldruckhärteziffer in Vergleich gestellt. Der Vergleich ergibt, daß die gegenseitige Lage der Stäbe in der magnetischen Härteskala variiert, wenn verschiedene Punkte auf den normalen Induktionskurven als solche angenommen werden, die die Härte kennzeichnen.

Digitized by Google

Es war wegen der geringen Zahl der geprüften Stäbe nicht zu erwarten, daß irgendwelche beweiskräftigen Vergleiche sich würden ziehen lassen. Die Versuche haben nur gezeigt, daß Stahlstäbe von verschiedener Zusammensetzung und Wärmebehandlung gewisse Beziehungen zwischen ihren magnetischen und mechanischen Eigenschaften aufweisen.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IX3

BEZIEHUNGEN ZWISCHEN DEM GEFÜGE UND DEN ELEKTRISCHEN EIGENSCHAFTEN DER LEGIERUNGEN.

Von **W. Broniewski**, Paris.

(Übersetzt von J. Fleischmann, Wien.)

Die drei Hauptmethoden, welche bisher dazu dienten, das Gefüge der Legierungen festzustellen: die Mikrographie, die chemische Untersuchung sowie die Schmelzmethode bieten alle die gleiche Schwierigkeit bei der Bestimmung der Lage der von festen Lösungen umgebenen bestimmten Verbindungen. Um die Lage dieser bestimmten Verbindungen angeben zu können, müssen wir die elektrischen Eigenschaften der Legierungen zuhilfe nehmen. Es gibt deren fünf: der elektrische Widerstand oder sein reziproker Wert, die Leitungsfähigkeit, ferner der Temperaturkoeffizient des Widerstandes, das thermo-elektrische Vermögen, dessen Veränderung mit der Temperatur und das elektrolytische Lösungspotential.

Die Kurven der elektrischen Eigenschaften, dargestellt in Abhängigkeit von der Zusammensetzung nach dem Volumen, geben uns ein Bild der Struktur der Legierungen.

Die Kurven der thermo-elektrischen Kraft und des elektrischen Widerstandes in Abhängigkeit von der Temperatur machen bei den kritischen Punkten die Umwandlungen (Transformationen) ersichtlich, welchen die Legierungen bei verschiedenen Temperaturen unterliegen.

Elektrische Leitungsfähigkeit.

Bei den Kurven der elektrischen Leitungsfähigkeit entspricht ein stärkeres Abfallen der Kurve bei den ersten Prozenten gegen-

Digitized by Google

über den folgenden, den festen Lösungen. Eine fast gerade Linie entspricht den Mischungen.[1])

Man hätte von vorneherein voraussehen können, daß bei den Mischungen die Leitungsfähigkeit eine lineare Funktion der Zusammensetzung nach Volumen ist, denn man kann sich in diesem Falle den Stab, dessen Leitungsfähigkeit man mißt, als aus zwei nebeneinandergestellten Stäben gleicher Länge zusammengesetzt vorstellen, deren jeder aus einem der beiden Grundmetalle besteht. Tatsächlich sind die Teilchen der beiden Metalle in beliebiger Weise gelagert, und die Leitungsfähigkeit der Mischungen wird nicht genau durch eine Gerade dargestellt, nähert sich aber derselben sehr merkbar.

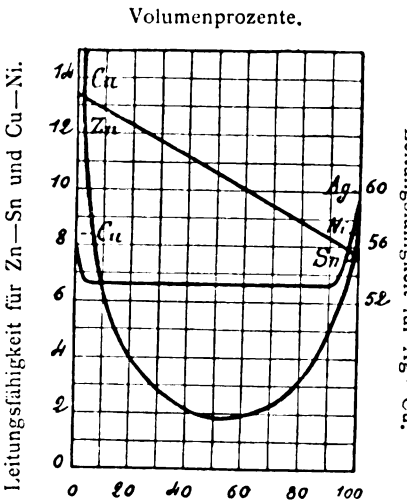


Fig. 1.
Typische Kurven für die elektrische Leitungsfähigkeit.
Zn Sn nach M. Schulze (1902).
Cu Ni nach M. Feussner (1891).
Cu Ag nach Kurnakow, Puchine und Senkowski (1910).

Schwerer wäre es gewesen, den Einfluß der festen Lösungen auf die Leitungsfähigkeit der Legierungen vorauszusehen. Hier spielt sich alles so ab, als wenn sich dem eigenen Widerstande der Metalle noch gewissermaßen ein Ergänzungswiderstand hinzugesellte, welcher der Bildung der festen Lösungen zuzuschreiben ist.

Diese Beziehungen wurden durch M. H. Le Chatelier (1895) veröffentlicht, später ergänzt und vervollkommnet durch Kurnakow und Zemezuzny (1906) und Guertler (1906).

Figur 1 zeigt einige typische Kurven der elektrischen Leitungsfähigkeit von Legierungen. Zink und Zinn bilden ein mechanisches Gemenge, Kupfer und Nickel eine beständige feste Lösung, Kupfer

[1]) Bei den Kurven, konstruiert als Funktion der Zusammensetzung nach dem Gewichte, würden die Mischungen nicht durch eine Gerade zum Ausdruck kommen. Deshalb wurden eben bei der Untersuchung der elektrischen Eigenschaften die Kurven auf Grund der Zusammensetzung nach dem Volumen gebildet.

Digitized by Google

und Silber bilden zwei begrenzte feste Lösungen und eine Mischung dieser Lösungen.

Die von festen Lösungen umgebenen bestimmten Verbindungen werden durch Maxima der Kurven dargestellt. Die untereinander Mischkristalle bildenden Verbindungen werden nur durch Winkelpunkte in der Kurve gekennzeichnet.

Temperaturkoeffizient des Widerstandes.

Zwischen der Leitungsfähigkeit und dem Temperaturkoeffizienten des Widerstandes besteht ein Parallelismus, wenn nicht gar ein Proportionalitätsgesetz, welches den Leitungsfähigkeitskurven bei Änderung der Temperatur die Beibehaltung ihrer Richtung gestattet.

Betrachten wir nach Liebenow (1897) den bei einer Legierung beobachteten spezifischen Widerstand (R_0) als aus zwei Teilen bestehend, nämlich aus dem Anfangswiderstand (R'_0), welchen man nach dem Gesetz der Mischungen berechnen kann und aus dem Ergänzungswiderstand (R''_0), der durch das thermo-elektrische Phänomen hervorgerufen wird.

Wir haben dann

$$R_0\ (1 + \alpha t) = R'_0\ (1 + \alpha' t) + R''_0\ (1 + \alpha'' t),$$

wobei α, α' und α'' die Temperaturkoeffizienten der entsprechenden Widerstände sind.

Unter der Annahme, daß der Ergänzungswiderstand sich nicht mit der Temperatur ändert ($\alpha'' = 0$) und daß der Temperaturkoeffizient des Anfangswiderstandes konstant bleibt ($\alpha' = 0{\cdot}004$), erhalten wir

$$\alpha = 0{\cdot}004\ \frac{R'_0}{R_0} = 0{\cdot}004\ \frac{C_0}{C'_0}$$

was besagt, daß der beobachtete Temperaturkoeffizient des Widerstandes (α) proportional ist dem Verhältnis zwischen der beobachteten spezifischen Leitungsfähigkeit (C_0) und der nach dem Mischungsgesetz berechneten spezifischen Leitungsfähigkeit (C'_0).

Dieses Verhältnis wurde experimentell entdeckt durch Matthiessen und Vogt (1863). Es ist nicht unumstößlich, denn wir kennen Fälle, wo Legierungen einen negativen Temperaturskoeffizienten aufweisen (Cu-Ni-Mn, Cu-Mn), was nicht eintreten dürfte, wenn das erwähnte Verhältnis auf sie Anwendung fände.

Digitized by Google

Guertler (1907) bewies, daß die Kurven des Widerstands-Temperaturkoeffizienten zur Bestimmung des Gefüges der Legierungen verwendet werden können. Diese Kurven haben denselben Verlauf, wie die Leitungsfähigkeitskurven, ohne daß jedoch deren Werte genau proportional wären oder daß die Kurven zur Deckung gebracht werden könnten.

Figur 2 zeigt die typischen Kurven des Temperaturkoeffizienten des Widerstandes derselben Legierungen, deren Leitungsfähigkeit wir beobachtet haben.

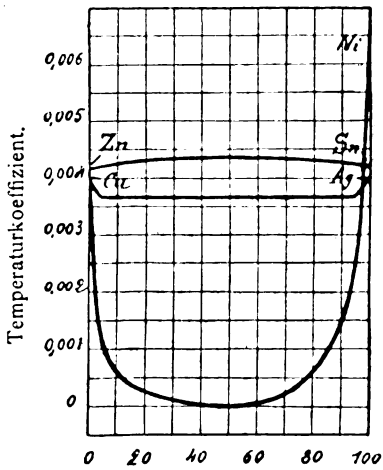


Fig. 2.
Typische Kurven des Temperaturkoeffizienten.
Zn Sn nach Matthiessen u Vogt (1864).
Cu Ni nach M. Feußner (1891).
Cu Ag nach Kurnakow, Puchine und Senkowski (1910).

Der Temperaturkoeffizient des Widerstandes bestimmter Verbindungen nähert sich oft demjenigen der reinen Metalle. In diesem Falle erscheinen die bestimmten, von festen Lösungen umgebenen Verbindungen noch besser durch den Temperaturkoeffizienten als durch die Leitungsfähigkeit charakterisiert. In anderen Fällen wieder wurde der Temperaturkoeffizient bestimmter Verbindungen bedeutend niedriger gefunden als jener der reinen Metalle.

Die Prüfung des Widerstands-Temperaturkoeffizienten bietet den Vorteil, nicht, wie die spezifische Leitungsfähigkeit, durch Unregelmäßigkeiten des Querschnittes oder durch Blasen in der Probe beeinflußt zu werden. Dagegen machen sich die Fehlerquellen der elektrischen Messungen bei dem Temperaturkoeffizienten viel stärker bemerkbar, als bei der spezifischen Leitungsfähigkeit.

Das thermo-elektrische Vermögen und seine Veränderung.[1])

Bei den Kurven des thermo-elektrischen Vermögens entsprechen die festen Lösungen einem rascheren Abfallen oder Ansteigen der

[1]) W. Broniewski: Über die thermo-elektrischen Eigenschaften der Legierungen. — „Revue de Metallurgie", Band 7, Seite 341 (1910).

Digitized by Google

Kurve im Gebiete der ersten Mischungsprozente als bei den folgenden. Eine sichtlich gerade Linie entspricht den Mischungen.

Man hätte von vorneherein voraussehen können, daß die thermo-elektrische Kraft der durch Gemenge gebildeten Legierungen zwischen jener der beiden Gemengeteile liegen muß. Es mußte sich in diesem Falle eine Anzahl lokaler Elemente bilden, in welchen die durch die Differenz der elektromotorischen Kräfte der beiden Bestandteile hervorgerufenen Zirkularströme die thermo-elektrische Kraft des stärkeren Bestandteiles schwächen, und zwar umsomehr, je größer das Mischungsverhältnis des schwächeren Bestandteiles wird und je mehr sich infolgedessen sein Widerstand verringert.

Schwieriger war es vorherzusehen, daß die festen Lösungen ein Anwachsen oder Herabsetzen des thermo-elektrischen Vermögens der Legierungen bewirken. Dieses Ergebnis könnte man durch die Annahme erklären, daß in den festen Lösungen thermo-elektrische Elemente entstehen, deren Kräfte sich zu der resultierenden thermo-elektrischen Kraft hinzugesellen und dieselbe verändern. Die Richtung dieser Veränderung (positiv oder negativ) hängt von der Natur der Legierungen ab und kann sich ändern, je nachdem der Bestandteil gelöst ist oder als Lösungsmittel dient. Die Intensität der Veränderung ist abhängig von der Natur der Legierung und der Anzahl der einzelnen Elemente; entsprechend dieser Zahl geht sie durch ein Maximum im Falle einer bleibenden festen Lösung.

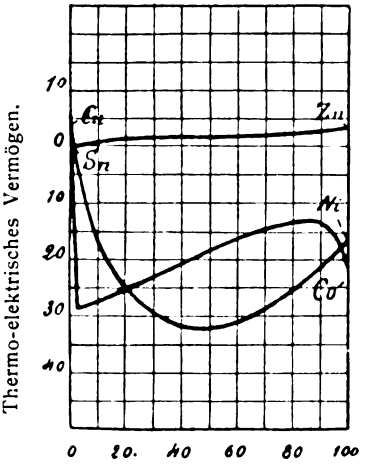


Fig. 3.

Typische Kurven des thermo-elektrischen Vermögens.

Zn Sn nach Rudolfi (1910).
Cu Ni nach Englisch (1893).
Cu Co nach Reichardt (1901).

Dies alles spielt sich derart ab, als wenn die Einphasenelemente in Serien und die Mehrphasenelemente parallel geschaltet wären.

Figur 3 zeigt uns die typischen Kurven des thermo-elektrischen Vermögens. Außer den uns bekannten Legierungen sehen wir die Kurve der Kupfer-Kobalt-Legierungen, welche zwei begrenzte feste Lösungen und eine Mischung dieser Lösungen bilden.

Digitized by Google

Die von festen Lösungen umgebenen bestimmten Verbindungen sind durch Maxima und Minima dargestellt, können sich aber auch in einem S-förmigen Zweig befinden, wo dieselben durch keinerlei Diskontinuität gekennzeichnet sind. Die bestimmten Verbindungen, welche untereinander Mischung bilden, sind durch Winkelpunkte in der Kurve dargestellt.

Die Kurven der Veränderung des thermo-elektrischen Vermögens mit der Temperatur setzen sich aus denselben Elementen zusammen, wie die Kurven des thermo-elektrischen Vermögens, sind jedoch nicht mit denselben identisch, weil die die festen Lösungen darstellenden Elemente in den korrespondierenden Kurven des thermo-elektrischen Vermögens und der thermo-elektrischen Veränderung nicht immer nach der gleichen Richtung verlaufen.

Wenn wir die Kurven des thermo-elektrischen Vermögens mit jenen der elektrischen Leitungsfähigkeit vergleichen, sehen wir, daß die letzteren viel einfacher sind. Der Unterschied ist, wie ich glaube, hauptsächlich darauf zurückzuführen, daß das thermo-elektrische Vermögen positiv und negativ sein kann, während die Leitungsfähigkeit nur positive Richtung besitzt. Demgemäß äußert sich die thermo-elektrische Veränderung, die bei den festen Lösungen nach beiden Richtungen in die Erscheinung tritt, der Leitungsfähigkeit gegenüber nur in einem Sinne, indem sie immer das Durchgehen des Stromes zu verhindern trachtet.

Wenn man diesen Unterschied berücksichtigt, findet man leicht den Parallelismus zwischen den Kurven des thermo-elektrischen Vermögens und jenen der Leitungsfähigkeit.

Lösungspotential.

Laurie hat (1888—1894) die ersten Untersuchungen über das elektrolytische Lösungspotential von Legierungen angestellt, deren Prinzip er, wie folgt, darlegt.

„Wenn wir eine Zink- und eine Kupferplatte in eine Lösung legen, werden wir zwischen den beiden Elektroden eine elektromotorische Kraft erhalten, die wir mit dem Elektrometer messen können. Wenn wir die Zinkplatte durch eine Kupferplatte ersetzen, werden wir praktisch keine elektromotorische Kraft zwischen den beiden Kupferelektroden wahrnehmen können. Wenn wir an eine der Kupferplatten unterhalb der Lösung ein kleines Stück Zink

Digitized by Google

anhängen, erhalten wir annähernd die elektromotorische Kraft zwischen dem Kupfer und dem Zink; und wenn wir annehmen, daß das Zink, selbst in nur geringer Menge, mit dem Kupfer regelrecht vermischt ist, so würde es das Kupfer polarisieren und die zusammengesetzte Platte würde eine elektromotorische Kraft geliefert haben, als wenn sie kein Zink enthielte. Wenn aber das Zink mit dem Kupfer eine Verbindung eingegangen ist, würde es nicht mehr imstande sein, das Kupfer zu polarisieren und wir haben es dann nicht mehr mit einer Mischung aus zwei Metallen, sondern mit einem neuen Metall zu tun."

Das elektrolytische Lösungspotential zeigt vornehmlich die bestimmten Verbindungen an, die untereinander Mischungen bilden, und zwar unter plötzlicher Veränderung seiner Größe. Diese Veränderung ist eine viel weniger plötzliche bei den Legierungen, welche untereinander feste Lösungen bilden.

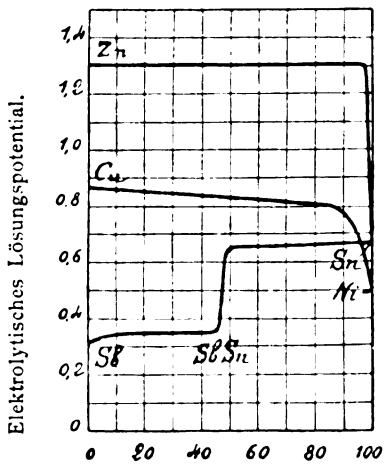


Fig. 4.
Typische Kurven des Lösungspotentials.
Zn Sn nach Herschkowitsch (1898).
Cu Ni nach Vigouroux (1909).
Sb Sn nach Puchine (1907).

Figur 4 zeigt einige typische Kurven der galvanischen Spannung. Wir sehen dabei, daß bei den Zinn-Antimon-Legierungen die Verbindung Sn Sb durch die Kurve genau angegeben wird.

Die Größe der galvanischen Spannung ändert sich gewöhnlich mit der Zeit und hängt nicht allein von der Legierung, sondern auch von der galvanischen Kette ab. Ihre Prüfung ist demnach weniger genau, als die der anderen elektrischen Eigenschaften, aber sie ergänzt dieselben in nützlicher Weise, indem sie insbesondere die, untereinander mechanische Mischungen bildenden bestimmten Verbindungen kennzeichnet, während die übrigen elektrischen Eigenschaften wieder mehr die von festen Lösungen umgebenen bestimmten Verbindungen anzeigen.

Digitized by Google

Kupfer-Aluminium-Legierungen.[1])

Wir wollen nun die Anwendung von elektrischen Methoden an dem Beispiel der Legierungen des Aluminiums mit dem Kupfer untersuchen.

Bei der Aufstellung der Erstarrungskurve dieser Legierungen ergeben sich zwei bestimmte Verbindungen: Al^2Cu und $AlCu^3$ (H. Le Chatelier, 1895).

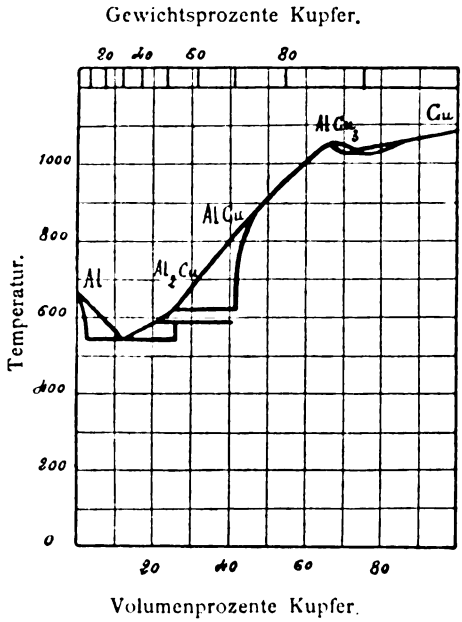


Fig. 5.
Schmelzreihe Al Cu nach M. Gwyer.

Die Untersuchung des vollständigen Erstarrungsdiagrammes, das wir in Figur 5 wiedergeben, hat eine weitere Verbindung ergeben, nämlich Al Cu (Gwyer, 1908).

Die drei Verbindungen wurden auch durch chemische Methoden gefunden (L Guillet, 1902).

Wir sehen, daß zwischen den Verbindungen $AlCu^3$ der Beginn und das Ende der Erstarrung so nahe sind, daß die Erstarrungskurve keine Angaben über das Gefüge der Legierungen zu machen vermag. Die elektrischen Methoden zeigen uns in dieser Strecke eine neue Verbindung: Al^2Cu^3 und bestätigen das Vorhandensein der drei bei Untersuchung der Erstarrungskurve festgestellten Verbindungen

Die auf Grundlage der elektrischen Eigenschaften gefundenen Kurven sind in den Fig. 6, 7, 8 und 9 dargestellt.

Die Figur 6 bezieht sich auf die elektrische Leitungsfähigkeit bei 0^0; die Figur 7 auf den Temperaturkoeffizienten des elektrischen Widerstandes zwischen 0^0 und 100^0; die Figur 8 drückt in ihrem

[1]) W. Broniewski: Untersuchungen über die elektrischen Eigenschaften der Aluminiumlegierungen. — Paris, Gautiers-Villars. 1911. Ann. chim. et phys. ser. (8), vol. 25, p. 5 (1912).

Digitized by Google

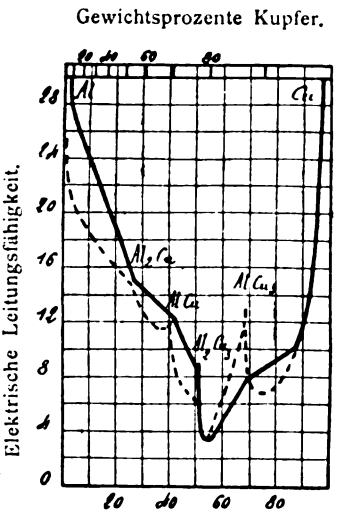


Fig. 6.

Al Cu. — Elektrische Leitungsfähigkeit.

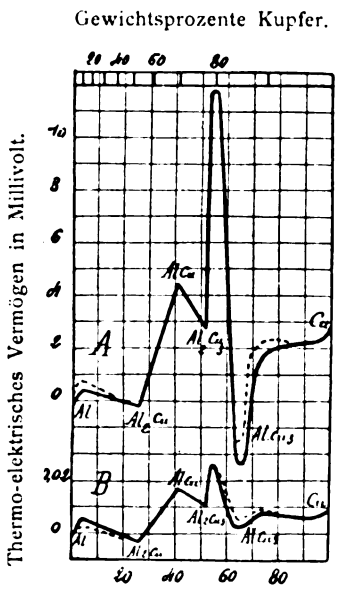


Fig. 8.

Al Cu. – Thermo-elektrisches Vermögen.

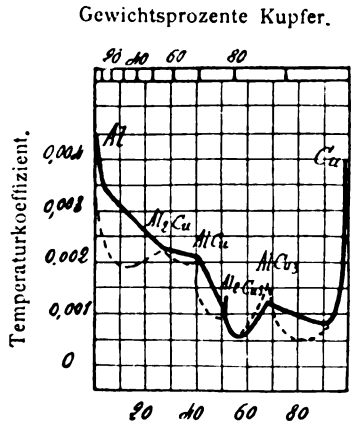


Fig. 7.

Al Cu. — Temperaturkoeffizient

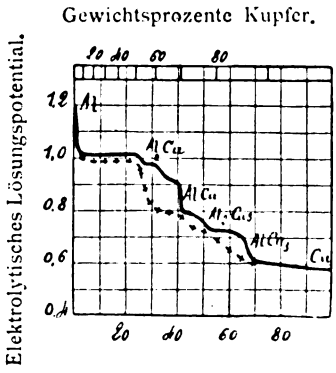


Fig. 9.

Al Cu. — Elektrolytisches Lösungspotential.

Digitized by Google

oberen Teil (A) das thermo-elektrische Vermögen bei 0° mit Bezug auf Blei aus, in dem unteren Teil (B) die Veränderung dieses thermo - elektrischen Vermögens mit der Temperatur; Figur 9 zeigt das elektrolytische Lösungspotential in Ammoniumchlorid mit Bezug auf eine mit Manganbioxyd entpolarisierte Kohlenelektrode.

In den drei ersten Figuren bezieht sich die geschlossene Linie auf die ausgeglühten Proben und die punktierte Linie auf abgeschreckte Proben. In Figur 9 bezeichnet die geschlossene Linie das Maximum der elektromotorischen Kraft, die punktierte Linie die Grenze derselben bei geglühten Proben.

Das Vorhandensein der vier durch die elektrischen Methoden angezeigten Verbindungen erscheint bestätigt durch die mikrographische Untersuchung der Aluminium-Kupfer-Schichtung[1]) die in Figur 10 dargestellt ist.

Am Beginn schichtenweiser Überlagerung sehen wir die zweigartigen Aluminiumkristalle in die eutektische Mischung eindringen, welche dieselben von der aus groben Kristallen bestehenden Verbindung Al^2Cu trennt. Die Verbindung Al Cu erscheint gleichfalls in zweigartigen Kristallen, welche bis zur Verbindung Al^2Cu vordringen. Dann ist eine dunkle Zone sichtbar, die wahrscheinlich von einer Mischung gebildet wird,

Fig. 10.
Aluminium-Kupfer-Schichtung.

[1]) Das Prinzip der Schichtung (Filiation), welches durch H. Le Chatelier (1900) dargelegt wurde, besteht darin, daß zwei Metalle im flüssigen Zustande während einiger Minuten nach dem Grad ihrer Dichte übereinandergelagert werden. Die Diffusion des einen Metalles in das andere ermöglicht es sodann, in ein und demselben Ingot die ganze Serie jener Legierungen zu erhalten, welche die beiden Metalle zu bilden fähig sind.

Digitized by Google

welche die Verbindungen Al Cu und $Al^2 Cu^3$ voneinander trennt. Schließlich wird die letzte Verbindung $Al Cu^3$ auf dem Grunde der festen Lösungen sichtbar, welche leichter angegriffen werden, als die reine Verbindung.

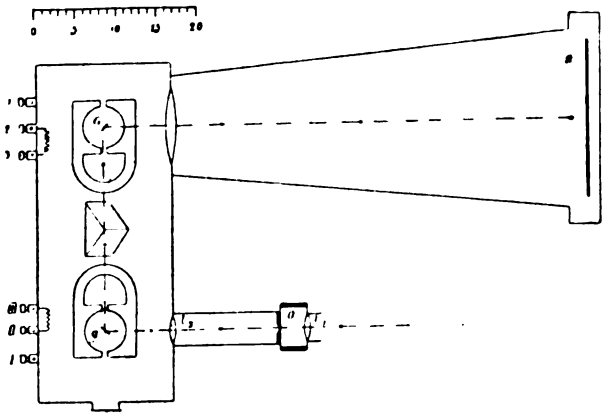


Fig. 11.

Schema des photographischen Registrierapparates.

Man sieht die festen Lösungen einerseits mit der Verbindung $Al^2 Cu$, andererseits mit dem Kupfer Mischungen bilden.

Untersuchung der kritischen Punkte.[1])

Die Untersuchung der kritischen Punkte durch die elektrischen Methoden muß vorzugsweise mittels automatischer Registrierung erfolgen, welch letztere einen bedeutenden Vorteil gegenüber der punktweisen Untersuchung darstellt.

Figur 11 zeigt das Schema des Apparates, welcher zur Kurvenregistrierung der thermo-elektrischen Kraft und des elektrischen Widerstandes der Verbindung $Al Cu^8$ diente.

Bei diesem Registrierapparat wird der Lichtstrahl von dem Spiegel eines ersten Galvanometers (g) reflektiert; er geht dann durch ein um 45^0 geneigtes Prisma (P), welches die horizontale Abweichung in eine vertikale verwandelt; hierauf wird der Strahl noch durch den Spiegel eines zweiten Galvanometers reflektiert (G) und fällt

[1]) H. Le Chatelier und W. Broniewski: Über einen photographischen Registrator. — Revue de Metallurgie, vol. 9, S. 133 (1912).

Digitized by Google

schließlich auf die photographische Platte (R). Während das zweite Galvanometer die durch ein thermo-elektrisches Element gegebenen Temperaturen in Abszissen zeichnet, kann das erste Galvanometer

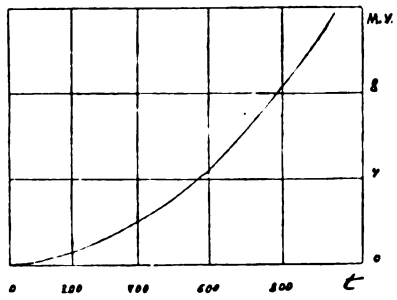


Fig. 12.
Thermo-elektrische Kraft von $Al\,Cu^3$ mit Bezug auf Platin.

eine durch ein Element indizierte thermo-elektrische Kraft oder einen durch den Ohm-Abfall gegebenen elektrischen Widerstand registrieren.

Figur 12 zeigt die thermo-elektrische Kraft der Verbindung $Al\,Cu^3$ mit Bezug auf Platin. Die Neigung der Kurve ist eine sehr gleichmäßige bis zu 580°, wo sich eine gerade Strecke zeigt, die

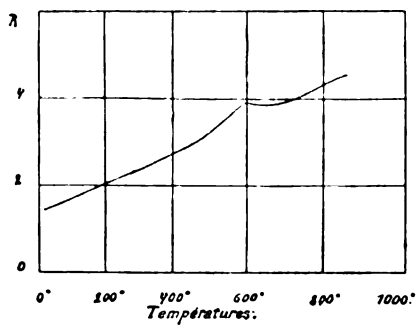


Fig. 13.
Veränderung des elektrischen Widerstandes von $Al\,Cu^3$ (geglüht).

einem thermo-elektrischen Vermögen von Null entspricht. Sodann wird die Neigung der Kurve wieder gleichmäßig.

Der elektrische Widerstand wird durch das Fallen der Ohm bei der von einem konstant bleibenden elektrischen Strom durchflossenen Probe angezeigt. Um den elektrischen Widerstand zu registrieren, müssen einige Vorsichtsmaßregeln getroffen werden,

Digitized by Google

damit die thermo-elektrischen Nebenkräfte, die die Richtung der Kurve beeinflussen würden, ausgeschaltet werden.

Figur B zeigt die Kurve des elektrischen Widerstandes der sorgfältig geglühten Verbindung $Al\,Cu^3$. Die Richtung der Kurve ist regelmäßig bis ungefähr 580^0, wo dieselbe einen von einer konkaven Strecke gefolgten Eckpunkt zeigt. Mehrere kritische Punkte können auch unter 580^0 auftreten, wenn die Legierung nur unvollkommen geglüht wurde.

Die Untersuchung der Thermo-Elektrizität und des elektrischen Widerstandes der Verbindung $Al\,Cu^3$ ermöglicht uns sonach, das Vorhandensein dieser beiden allotropen Modifikationen zu bestätigen, von welchen die eine unter 580^0, die andere über dieser Temperatur stabil ist.

Wir sehen, daß die elektrischen Methoden sich gegenseitig ergänzen und zu befriedigenden Ergebnissen führen, wenn sie in ihrer Gesamtheit angewendet und durch die Mikrographie kontrolliert werden.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IX4

BEITRAG ZUR KENNTNIS DER BEZIEHUNGEN ZWISCHEN DER TEMPERATUR UND DEN MAGNETISCHEN EIGENSCHAFTEN DES EISENS UND DES STAHLES.

Aus dem Chemischen Laboratorium der Werke **Schneider & Co.**, Le Creusot.

(Übersetzt von dipl. Ing. R. Hauer, Berlin.)

I. Geschichtliches.

Die Veränderungen der magnetischen Eigenschaften des Eisens bei verschiedenen Temperaturen sind schon oft untersucht worden.

Wir könnten uns damit begnügen, auf die grundlegende Arbeit über diesen Gegenstand von P. Curie[1]) hinzuweisen. Doch dürfen wir auch die Untersuchungen von Ledeboer[2]), Hopkinson[3]), Morris[4]) und P. Weiß[5]) nicht mit Stillschweigen übergehen.

Dagegen sind weit weniger systematische Studien über die Veränderungen des Magnetismus im Stahle betrieben worden.

[1]) P. Curie, Annales de Chimie et de Physique, 7. Serie, Bd. V, 1895, S. 289. Wir müssen hier auf einen Druckfehler aufmerksam machen, der sich in verschiedenen späteren Aufsätzen wiederfindet und den Anschein erwecken könnte, als hätte Curie einen halbharten Stahl untersucht an Stelle eines sehr weichen Eisens. Es steht tatsächlich auf S. 362, daß der Kohlenstoffgehalt des untersuchten Eisens 0·44% betragen habe. Statt dessen muß es sicherlich 0·044% heißen.

[2]) P. Ledeboer, C. R. Ac., Bd. CVI, 1888, S. 129. — Journal de Physique, 2. Serie, Bd. VII, 1888, S. 199.

[3]) J. Hopkinson, Phil. Trans., Bd. CLXXX, 1889, S. 443, Proc. Royal Soc., Bd. XLXIII, 1880, S. 442 (Journal de Physique, 2. Serie, Bd. X, 1891, S. 421).

[4]) D. K. Morris, Phil. Mag., Bd. XLIV, 1897, S. 213.

[5]) P. Weiss und Kamerlingh Onnes Journal de Physique, 4. Serie, Bd. IX, 1910, S. 555; P. Weiss und G. Foex, Journal de Physique, 5. Serie, Bd. I, S. 747.

Digitized by Google

Jamin[1]), Favé[2]) und Gaugain[3]) haben bei der Untersuchung der Magnete aus Kohlenstoffstahl in mehr oder weniger genauer Weise auf eine Abweichung hingewiesen, die sich bei der Magnetisierung in der Nähe von 200° findet. Diese Abweichung ist auf viel eingehendere Weise zuerst von Poloni[4]), dann von Berson[5]) untersucht worden. Frau Curie[6]) gibt in ihrer Arbeit über die magnetischen Eigenschaften des gehärteten Stahles die Temperatur an, bei der die magnetische Umformung vor sich geht, und zwar behandelt sie hiebei eine Reihe von Stahlarten mit wachsendem Kohlenstoffgehalt; aber sie gibt keine Einzelheiten über den Verlauf der Erscheinung. In einer jüngeren Arbeit hat M. Maurain[7]) außer einem in Schweden gewonnenen Eisen von 0·046% Kohlenstoffgehalt einen Martinflußstahl untersucht, der etwas Mangan enthielt; im einzelnen waren die Beimengungen:

C 0·180 — Mn 1·040 — Si 0·223.

Ferner hat er einen Tiegelgußstahl behandelt, der folgende Zusätze enthielt:

C 0·866 — Mn 0·25 (ungefähr) — Si 0·2 (ungefähr).

Diese Arbeit ist, soviel wir wissen, die einzige, in der in etwas eingehenderer Weise die Veränderung der magnetischen Eigenschaften des Kohlenstoffstahles bei verschiedenen Temperaturen untersucht worden ist. Doch lassen die beiden erwähnten Versuchsstücke noch ein ziemlich weites Feld unerforscht.

Die folgende Arbeit soll diese Lücken teilweise ausfüllen; sie war übrigens bereits im Dezember 1909 vollständig beendet und ist daher in keiner Weise von der vorerwähnten Untersuchung beeinflußt worden.

---

[1]) P. Jamin, C. R. Ac., Bd. LXXVII, 1873, S. 1445.

[2]) L. Favé, C. R. Ac., Bd. LXXXII, 1876, S. 276.

[3]) J. M. Gaugain, Ann. de Chimie et de Physique, 5. Serie, Bd. VIII, 1876, S. 289.

[4]) G. Poloni, Nuovo Cimento 1878. — Reale Ac. dei Lincei 1882.

[5]) G. Berson, Ann. de Chimie et de Physique, 6. Serie, Bd. VIII, 1886, S. 433.

[6]) Madame Curie, Bulletin de la Société d'Encouragement, Bd. III, 1898, S. 36; The Metallographist, Bd. I, 1898, S. 107, 229 u. 294.

[7]) Ch. Maurain, Ann. de Chimie et de Physique, 8. Serie, Bd. XX, S. 353

Digitized by Google

II. Prinzip des angewandten Verfahrens.

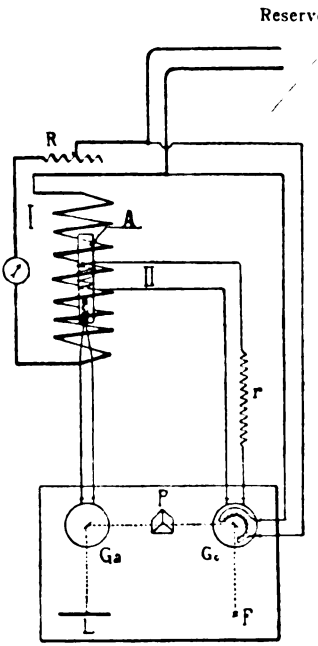


Fig. 1.

Die für diese Art Untersuchungen gewöhnlich angewandten Verfahren lassen eine Selbstregistrierung der Versuchsergebnisse nicht zu. Sie verlangen eine geschickte Ausführung der Versuche, da die Messungen während der ganzen Dauer eines Versuches, die zehn Stunden und mehr betragen kann, nicht unterbrochen werden dürfen. Das bedeutet aber zugleich, daß die Versuche in dieser Form sehr mühselig sind und die Gefahr nahe liegt, daß ihre Ergebnisse für das Studium des Stahles wenig wertvoll sind. Wir haben daher ein Verfahren gesucht, das die Aufzeichnung der Ergebnisse gestattet, ohne daß der Ausführende etwas anderes zu tun braucht, als den Versuch in Gang zu setzen. Es ist uns gelungen, Kurven zu erhalten, deren Ordinaten proportional der Permeabilität des Metalles sind, wenn ihre Abszissen der Temperatur proportional sind und das Metallstück in einem Kraftfelde gegebener Stärke verbleibt.

Das Stahlstück A (Fig. 1), das untersucht werden soll, kann sowohl die Form eines Stabes als die eines Ringes haben. Es trägt zwei Spulen I und II. Die Primärspule I ist an ein sinusförmiges Wechselstromnetz angeschlossen und erzeugt im Versuchsstück A ein magnetisches Wechselfeld. Die Sekundärspule II mit großem Ohmschen Widerstand ist ebenfalls auf A gewickelt und ist der Sitz einer wechselnden induzierten elektromotorischen Kraft, die in dem sekundären Stromkreise II einen elektrischen Strom gleicher Frequenz erzeugt.

Der Größtwert dieses Stromes ($I_{max.}$) ist wie das Maximum der elektromotorischen Kraft ($E_{max.}$), die ihn hervorbringt, proportional dem größten Kraftlinienfelde ($\Phi_{max.}$), das durch den Versuchsstab geht.

Digitized by Google

Es besteht die Beziehung:

$$E_{max.} = \frac{1}{10^8} \cdot N \cdot \omega \Phi_{max.}$$

Dieser Fluß $\Phi_{max.}$ eines durch den konstanten Primärstrom erzeugten Wechselfeldes mit gleichbleibendem Größtwert (H_{max}) ist der Permeabilität μ des Versuchsstückes proportional:

$$\Phi_{max.} = \mu H_{max.} S,$$

worin S der Querschnitt des Probekörpers ist.

Daraus folgt, daß, um die Veränderungen der Permeabilität μ kennen zu lernen, es genügt, die Veränderlichkeit der induzierten elektromotorischen Kraft E zu messen oder, was dasselbe bedeutet, die Veränderlichkeit des Stromes, die sie in der Leitung gleichbleibenden Widerstandes erzeugt.[1])

Diese Messung geschieht mittels eines Wechselstromgalvanometers G_o, das in den Stromkreis eingeschaltet ist.

Was die Temperaturänderungen anbetrifft, die der Probekörper erleidet (Erwärmung und Abkühlung), so werden sie in einem elektrischen Widerstands-Ofen hervorgebracht, in dem sich der Probekörper und seine Wicklungen befinden. Die Temperaturen des Versuchsstückes werden mit Hilfe eines Thermoelementes gemessen, das im Versuchsstück selbst angeordnet und mit einem Galvanometer G_a verbunden ist.

Wir erhalten daher in jedem Augenblicke durch die Galvanometer G_o und G_a einerseits die Permeabilität des zu untersuchenden Metalles, anderseits seine Temperatur. Es genügt also, die Angaben dieser beiden Galvanometer nach einer wohlbekannten Methode[2]) zu verbinden, damit das Bild eines festen, leuchtenden Punktes F, nachdem es nacheinander von jedem der beiden Galvanometer-Spiegel reflektiert worden ist, eine Kurve beschreibt, deren Ordinaten der Permeabilität des Metalles, deren Abszissen den Temperaturen proportional sind. Wenn wir den ganzen Versuch in einer Dunkelkammer ausführen und die Kurve des leuchtenden

[1]) Es sei nebenbei bemerkt, daß der Stromkreis, in dem diese elektromotorische Kraft zur Wirkung kommt, einen Ohmschen Widerstand von solcher Größe hat, daß die Veränderungen, die in der Selbstinduktion entstehen könnten, ohne merklichen Einfluß auf den tatsächlichen Widerstand sind, so daß E und I immer proportional bleiben.

[2]) E. Saladin, The Iron and Steel Metallurgist, Bd. VII, 1904, S. 237.

Digitized by Google

Punktes auf einer photographischen Platte aufnehmen, so brauchen wir nur noch diese Platte zu entwickeln, um das gesuchte Ergebnis zu erhalten.

III. Versuchsanordnung.

Verschiedene Typen der angewendeten Versuchsstücke. Schon bei unseren Vorversuchen haben wir bemerkt, daß der Verlauf der Kurven je nach dem Verhältnis zwischen Länge L und Durchmesser d der Versuchsstücke sehr verschieden war. Der entmagnetisierende Einfluß der Pole entstellte die Form der Kurven, die wir von in Bezug auf ihren Durchmesser kurzen Versuchsstücken

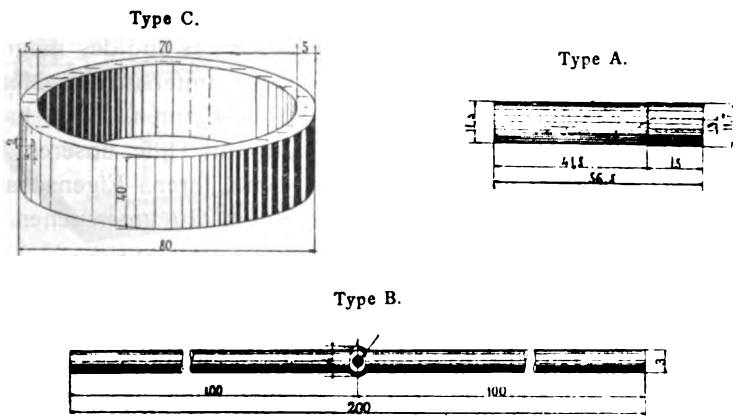


Fig. 2.

erhielten. Dies hat uns dazu geführt, zwei Arten von Versuchsstäben (A und B) zu untersuchen. Ebenso haben wir mit Ringen (Form C) Versuche angestellt.

Probekörper Form A. (Fig. 2.) — Die Probekörper dieser Art bilden einen Zylinder von 56·5 mm Länge und 11·3 mm Durchmesser (Querschnitt 100 mm²). Dies gibt ein Verhältnis von Länge zum Durchmesser $\frac{L}{d} = 5$. Ein Loch von 3 mm Durchmesser und 15 mm Länge, das an einem Ende gebohrt ist, gestattet die Anordnung eines Thermoelementes. Eine geringe Vergrößerung des Durchmessers hebt den Querschnittsverlust durch das Loch wieder auf.

Digitized by Google

Probekörper Form B. (Fig. 2.) — Die Probekörper dieser Art haben die Form eines Zylinders von 200 mm Länge und 3 mm Durchmesser (Verhältnis von Länge zum Durchmesser $\frac{L}{d} = 66{\cdot}5$). In der Mitte des Stabes ist ein kleines Loch von 1·5 mm Durchmesser und 2·7 mm Tiefe gelassen, in dem die Lötstelle des Thermoelementes Platz hat. Damit aber der Querschnitt des Metallstückes nicht geschwächt wird, ist an der Stelle, an der sich das Loch befindet, eine Verdickung vorgesehen, die den Querschnittsverlust so genau wie möglich wieder aufhebt. (Vergl. Fig. 2.)

Probekörper Form C. (Fig. 2.) — Ringe von 70 mm innerem Durchmesser, 80 mm äußerem Durchmesser und 40 mm Höhe. Diese Art Probekörper war besonders dazu ausersehen, auf ballistischem Wege die Kurven der Hysteresis und des magnetischen Leitungsvermögens der verschiedenen untersuchten Metalle bei ihrer gewöhnlichen Temperatur zu bestimmen. Wir haben sie aber gleichfalls dazu verwendet, um mit Hilfe unseres Aufzeichnungsverfahrens die Veränderungen ihrer Eigenschaften während der Erwärmung und der Abkühlung zu untersuchen.

Anordnung der Spulen und Heizungseinrichtung. — Für die Erwärmung der Stäbe von der Form A oder B haben wir einen elektrischen Widerstands-Ofen benutzt. Die Heiz-Windungen waren auf eine Porzellanröhre von 25 mm Durchmesser gewickelt und bestanden aus zwei gleichen, hintereinandergeschalteten Spulen; die daher stets von demselben Strome durchflossen wurden; da sie aber in entgegengesetztem Sinne gewickelt waren, so war das von dem Heizstrome herrührende Kraftfeld stets genau gleich Null. Dieses System war in der Mitte einer Tonröhre angebracht, die dieselbe Länge, aber einen viel größeren Durchmesser (170 mm) als die erstgenannte Röhre hatte. Der ringförmige Raum zwischen den beiden Röhren war mit Kalk angefüllt. Dieser stellt einen schlechten Wärmeleiter dar, so daß die Temperatur der äußeren Wandung der großen Röhre niemals 50° überschritt. Auf diese Röhre war übrigens auch jene Drahtspirale gewickelt, die die Primärspule I bildete und dazu bestimmt war, das Wechselfeld zu erzeugen, in dem sich der Probekörper befinden sollte. Unmittelbar auf dem Probekörper war die Sekundärspule II gewickelt. Diese bestand aus 0·5 mm starkem, mit Asbest isoliertem Kupferdraht und konnte daher ohne Schaden dieselbe Erwärmung

Digitized by Google

wie das Versuchsstück aushalten. Die Lötstelle des Thermoelementes befand sich in dem vorerwähnten Loch des Probekörpers und des Ganze war derart in die Porzellanröhre des Ofens gestellt, daß der Versuchsstab in der Mitte war. Um die Oxydation des Metalles zu verhindern, war der freie Raum in der Röhre mit Holzkohlenstaub ausgefüllt. Die Zementierung wurde dadurch unmöglich gemacht, daß man eine unmittelbare Berührung dieses Staubes mit dem Metall durch Zwischenschaltung von Asbest

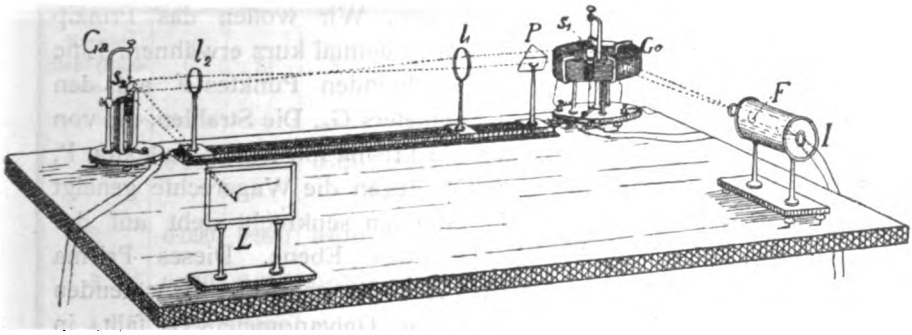


Fig. 3.

oder Porzellan vermied. Dank dieser Anordnung hat die Erwärmung der Probekörper in diesen niemals die geringste Veränderung verursacht.

Bei den Ringen von der Form C mußten die Primär- wie die Sekundärspule selbstverständlich unmittelbar auf den Probekörper gewickelt werden; daher erlitten diese Spulen dieselben Temperaturänderungen wie das Versuchsstück. Die Sekundärspule wurde, wie im vorhergehenden Falle, durch einen mit Asbest isolierten 0·5 mm starken Kupferdraht gebildet. Die Primärspule dagegen bestand aus einem 1 mm starken Draht aus Konstantan, der ebenfalls mit Asbest umwickelt war. Da der Widerstand dieses Drahtes sich so gut wie gar nicht ändert, war es leicht, während der ganzen Dauer des Versuches das Kraftfeld (H) auf einen bestimmten und vollkommen konstanten Größtwert zu halten. Das Ganze wurde in einen elektrischen Ofen gestellt, der genügend Raum dafür bot. Die Oxydation wurde wie im obigen Falle durch Holzkohlenstaub vermieden.

Digitized by Google

Bei allen unseren Versuchen betrug die Zeit, die notwendig war, um eine Temperatur von 830° zu erreichen, $2^3/_4$ Stunden für die Stäbe (Form A und Form B) und $3^1/_4$ Stunden für die Ringe (Form C). Die Abkühlung geschah in demselben Ofen, der zur Erwärmung gedient hatte. Um hierbei auf eine Temperatur von 150° zurückzugehen, brauchten wir $4^1/_4$ Stunden für die Stäbe (Form A und Form B) und $7^1/_2$ Stunden für die Ringe (Form C).

Anordnung der Aufzeichnungseinrichtung (Fig. 3). — Wir haben schon erwähnt, daß wir unsere Kurven durch das Zusammenwirken zweier Galvanometer erhielten. Wir wollen das Prinzip dieser Einrichtung an dieser Stelle noch einmal kurz erwähnen. Eine Lampe I wirft das Bild eines leuchtenden Punktes F auf den Spiegel s_1 des Wechselstromgalvanometers G_o. Die Strahlen, die von diesem Spiegel ausgehen, treffen ein Prisma mit totaler Reflexion P, dessen Kanten im Winkel von 45° gegen die Wagerechte geneigt sind und wobei die Ebene der Strahlen senkrecht steht auf der den brechenden Winkel halbierenden Ebene. Dieses Prisma bewirkt, daß die horizontalen Ablenkungen des leuchtenden Strahles, der auf den Spiegel s_1 des Galvanometers G_o fällt, in vertikale Ablenkungen verwandelt werden. Diese Strahlen gehen dann durch ein System von 2 Linsen l_1 und l_2 und gelangen schließlich auf den Spiegel s_2 des Galvanometers G_a. Diese beiden Linsen sind in der Weise aufgestellt, daß die zwei Spiegel s_1 und s_2 konjugierte Brennpunkte bilden; das bedeutet, daß alle Strahlen, die von dem Spiegel s_1 ausgehen, auf den Spiegel s_2 fallen. Von dort werden diese Strahlen auf die Platte L gelenkt, die in einem solchen Abstande vom Galvanometer G_a aufgestellt ist, daß sie sich genau in der Ebene befindet, in der das Bild des leuchtenden Punktes F entsteht.

Wir haben wiederholt von dem Wechselstromgalvanometer G_o gesprochen. Wir wollen uns damit begnügen, hierzu zu erwähnen, daß dieser Apparat ein Galvanometer System Desprez-d'Arsonval ist, in dem der Magnet durch einen Elektromagneten mit geblättertem Kern ersetzt ist, und der von derselben Wechselstromquelle erregt wird, die auch das Kraftfeld erzeugt, in dem sich der Probekörper befindet (vergl. die Anordnung Fig. 1). Der zu messende Sekundärstrom hat daher genau dieselbe Frequenz wie das Feld des Galvanometers. Man hat nur darauf zu achten,

Digitized by Google

daß sie keine wesentliche Phasendifferenz zeigen, was leicht zu erreichen ist. Das so eingerichtete Galvanometer ist ebenso empfindlich wie ein Gleichstromgalvanometer.

IV. Versuchsresultate.

Wir geben im folgenden die vollständigen Analysen der verschiedenen, im Laufe unserer Untersuchungen verwendeten Stahlarten.

Nr. der Stahl-(Fluß-eisen-)art	C	Si	S	Ph	Mn	Herstellungsverfahren
1	0·060	0·012	0·070	0·120	0·380	In der Bessemerbirne, besonders stark geblasen.
2	0·090	0·090	0·010	0·113	0·030	Schwedisches Eisen.
3	0·110	0·012	0·020	0·021	0·390	Schwedischer Stahl.
4	0·170	0·082	0·016	0·013	0·190	Tiegelflußstahl.
5	0·400	0·105	0·018	0·013	0·050	Tiegelflußstahl.
6	0·730	0·116	0·056	0·010	0·280	Tiegelflußstahl.
7	0·811	0·035	0·023	0·016	0·260	Tiegelflußstahl.
8	1·200	0·327	0·028	0·011	0·190	Tiegelflußstahl.
9	1·657	0·012	0·038	0·018	0·080	Im elektrischen Elektrodenofen erzeugt.

Vorversuche ohne Erwärmung. — Wir haben mit Hilfe der Ringe Form C die Hysteresiskurve für alle Stahlarten (Flußeisenarten) bestimmt, indem wir ein größtes Feld von 40 Gauß annahmen. Diese Kurven erhielten wir nach dem Verfahren von Ewing. Eine interessante Tatsache fällt bei der Betrachtung dieser Kurven auf. Die Flußeisenart Nr. 1 zeigt nämlich gegenüber den Eisenarten Nr. 2 und 3, die allerdings mehr Kohlenstoff enthalten, eine beträchtliche, fast dreimal so starke Hysteresis. Wir wollen bemerken, daß wir gerade dieses Eisen absichtlich gewählt haben. Es ist nämlich ein Bessemerflußeisen, das besonders stark geblasen wurde und das infolgedessen stark oxydiert ist. Mahler hat bereits

Digitized by Google

darauf hingewiesen[1]), daß oxydierter Martinflußstahl eine außergewöhnliche Koerzitivkraft zeigt. Er hatte die Absicht, diesen Stahl auch auf seine magnetischen Eigenschaften hin zu untersuchen; aber wir glauben, daß diese Untersuchung nicht ausgeführt worden ist.

Wir haben gleichfalls die Permeabilitätskurven für die Probekörper Form A, B und C bei gewöhnlicher Temperatur bestimmt. Diese Kurven erhielten wir nach der Methode der Feldumkehrung. Sie haben uns in den Stand gesetzt, die Zahlenwerte der Ordinaten der durch Selbstaufzeichnung erhaltenen Kurven festzustellen.

Versuche bei veränderlicher Temperatur. — Die Kurven, die wir im folgenden wiedergeben (Fig. 4—9), haben wir mit der vorbeschriebenen Versuchsanordnung erhalten. Die Temperaturen[2]) sind auf der Abszissenachse aufgetragen. Die Ordinaten lieferten uns die Ablenkungen des Wechselstromgalvanometers G_0. Wir haben gezeigt, daß diese in Beziehung zum magnetischen Leitungsvermögen der Probekörper stehen. Zur größeren Klarheit haben wir in allen Fällen Ordinaten gleicher Größenordnung genommen; aber wir müssen bemerken, daß die Werte dieser Ordinaten von Figur zu Figur sehr stark schwanken. Wir haben diese Werte nach den ballististischen Messungen bei gewöhnlicher Temperatur bestimmt, und zwar für alle Probekörper mit Ausnahme der ringförmigen (Form C), bei denen wir infolge des großen Querschnittes der Probekörper gezwungen waren, der Wirkung des in der Masse selbst induzierten Stromes Rechnung zu tragen.[3])

Anmerkung. — Um unseren Aufzeichnungen größere Klarheit zu geben, haben wir das Vorzeichen der Ordinaten unserer Kurven bei Abkühlung gegen das bei Erwärmung geändert, indem wir nach Beendigung der Erwärmung die Schaltung der Sekundärspule des Probekörpers mit dem Galvanometer G_0 umkehrten.

---

[1]) Revue de Métallurgie, 1905, S. 347.

[2]) Die Fixpunkte für die Gradeinteilung des Elementes waren: Siedepunkt des Wassers (bei 760 mm Druck) = 100°; Siedepunkt des Naphthalins (bei 760 mm) = 218°; Siedepunkt des Schwefels (bei 760 mm Druck) = 445°; Schmelzpunkt des Aluminiums = 655°; Schmelzpunkt eines Fadens reinen Goldes = 1065°.

[3]) Um dieser Wirkung Rechnung zu tragen, haben wir die sehr wertvollen Angaben von Herrn Jouaust vom Laboratoire central d'Électricité in Paris benutzt. Vgl. Bulletin de la Soc. Inter. des Elect. Februar 1912, S. 90.

Digitized by Google

I Probekörper Form A. — (Zylinder von 56·5 mm Länge und 11·3 mm Durchmesser; $\frac{L}{d} = 5.$) — Die Gruppe der in Fig. 4 dargestellten Kurven entspricht einer Gruppe Probekörper dieser Art, die während ihrer Erwärmung und Abkühlung in einem Wechselfelde mit einem Größtwerte von $H_{max.} = 20$ Gauß verblieben.

Kurven von Probekörpern Form A.
(Zylinder von 56·5 mm Länge und 11·3 mm Durchmesser.)
Größtwert des Feldes H = 20 Gauß.
Frequenz = 45 Perioden.

Nr. des Stahles (Flußeisens)	Kohlenstoffgehalt in %
4	0·170
5	0·400
6	0·730
7	0·811
8	1·200

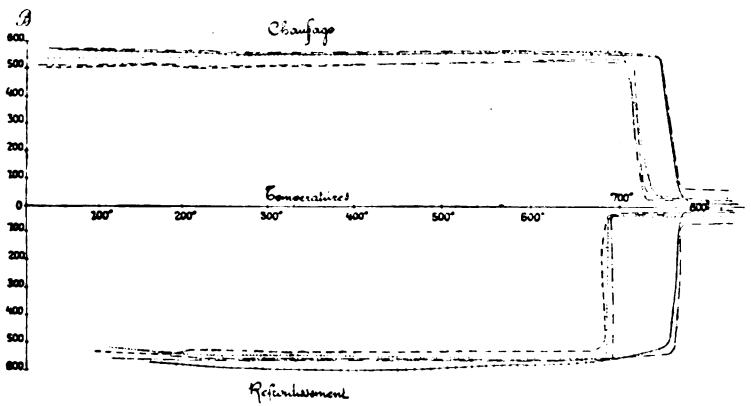


Fig. 4.

Chauffage = Erwärmung. Températures = Temperaturen.
Refroidissement = Abkühlung.

Die charakteristischen Punkte dieser Kurven sind die folgenden: a) Die Permeabilität bleibt zwischen 0° und der Temperatur des Transformationspunktes sichtlich konstant. Eine geringe Einbiegung bei dieser oder jener Kurve bis zu 200° ist kaum erkennbar. b) Der Abfall im Augenblicke des kritischen Punktes ist überaus schroff. c) Für unsere Probekörper mit geringem Kohlenstoffgehalt, bis zu dem mit einschließlich 0·400%, entspricht das Verschwinden des Magnetismus recht genau dem kritischen Punkte A_2. Dieser Punkt ist bei Erwärmung und Abkühlung fast genau der gleiche. Bei den Probekörpern, die 0·730% oder mehr Kohlenstoffgehalt aufweisen, fällt der Verschwindungspunkt des Magnetismus mit

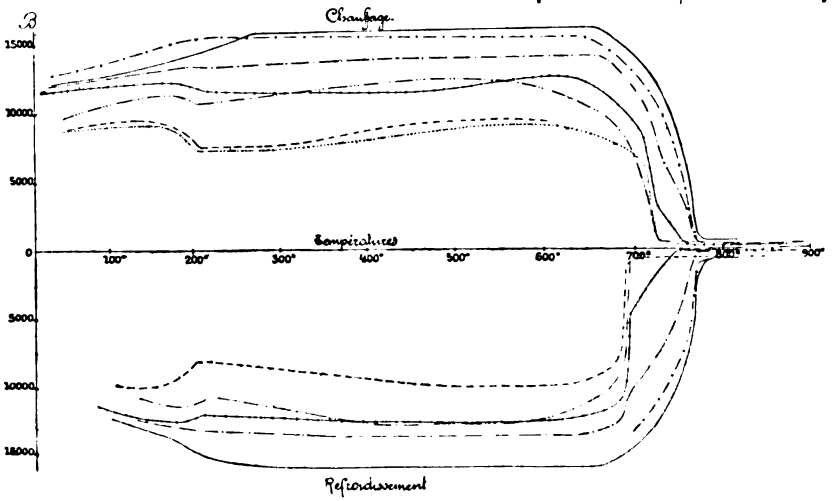
Digitized by Google

dem kritischen Punkte $A_{1, 2, 3}$ zusammen. Er findet sich wie dieser bei der Umkehrung nicht an derselben Stelle.

Wir wollen nebenbei bemerken, daß der Verlauf dieser Kurven genau der gleiche ist wie bei den von Ledeboer[1]) gefundenen Kurven, bei denen es sich um Versuchsstücke mit einem Verhältnis von Länge zum Durchmesser $\frac{L}{d} = 10$ handelte; auch Kataro-Nonda[2]) hat bei seinen Kurven einen ähnlichen Verlauf gefunden. Dieser Verlauf mit dem plötzlichen Verschwinden des Magnetismus ist charakteristisch für einen Probekörper, dessen Länge im Verhältnis zu seinem Durchmesser klein ist und in dem die entmagnetisierende Kraft der Pole einen bedeutenden Wert hat.

Kurven von Probekörpern Form B.
(Zylinder von 200 mm Länge und 3 mm Durchmesser.)
Größtwert des Feldes: H = 20 Gauß;
Frequenz = 45 Perioden.

Nr. des Stahles (Flußeisens)	Kohlenstoffgehalt in %
1	0·06
3	0·110
4	0·170
5	0·400
6	0·730
7	0·811
8	1·200



Chauffage = Erwärmung.
Températures = Temperaturen. Refroidissement = Abkühlung.

Fig. 5.

II. Probekörper Form B. — (Zylinder von 200 mm Länge und 3 mm Durchmesser; $\frac{L}{d} = 66{\cdot}6$.) — Diese Probekörper wurden

[1]) Siehe die vorgenannte Veröffentlichung.
[2]) Annalen der Physik (4a), Bd. XXXII, 1910, S. 1003.

Digitized by Google

zwei Versuchsreihen unterworfen. In der ersten Versuchsreihe betrug der Größtwert des Wechselfeldes, in dem der Körper verblieb, $H_{max.} = 20$ Gauß; im zweiten Falle betrug dieser Wert 1·5 Gauß.

a) $H_{max.} = 20$ Gauß. Die Kurven, die zu dieser Versuchsreihe gehören, sind in Fig. 5 dargestellt. Das Verschwinden des Magnetismus ist nicht plötzlich und der allgemeine Verlauf dieser Kurven errinnert an die von P. Curie[1]) gefundenen Für die besonders weichen Flußeisenarten 1 und 3 wären diese Kurven sogar denjenigen von Curie vollständig gleich, wenn nicht am Beginne eine fortschreitende Vergrößerung der Ordinaten zu verzeichnen wäre, die für Nr. 1 bis zu 250°, für Nr. 3 bis zu 200° geht. Dieses Wachsen, dessen Natur wir auf bestimmte Weise nicht erklären konnten, scheint zum Teile der magnetischen Viskosität der weichen Stahlarten bei gewöhnlicher Temperatur zugeschrieben werden zu müssen, die die Magnetisierung in einem Felde von 45 Perioden hindern würde. Indessen kann man nicht umhin, bei der Stahlart 1 die Analogie dieser Einbiegung mit der zu bemerken, die wir ausführlich bei der folgenden Versuchsreihe untersuchen werden. Auf alle Fälle findet für diese beiden Stahlarten 1 und 3 das Verschwinden des Magnetismus bei Erwärmung an demselben Punkte statt wie sein Wiederauftreten bei Abkühlung, ganz wie es Curie angegeben hatte; und die Temperatur, bei der die schroffste Veränderung des Magnetismus eintritt, entspricht ziemlich genau dem kritischen Punkte A_2, der ebenfalls für Erwärmung und Abkühlung derselbe bleibt.

Bei den Stahlarten 4, 5, 6, 7 und 8 bemerken wir zunächst eine Einbiegung in der Nähe von 200°, die sich bei der Abkühlung umkehrt. Wenn wir für den Augenblick von dem Stahl Nr. 8 absehen, der eine Abweichung zeigt, die wir bald erklären werden, so sehen wir, daß diese Einbiegung um so größer ist, je mehr Kohlenstoff der Stahl enthält. Dieser kann daher bestimmt als Ursache dieser Einbiegung angesehen werden. Abweichungen

[1]) Nebenbei sei bemerkt, daß das Verhältnis von Länge zum Durchmesser $\frac{L}{d}$ bei den Probekörpern von Curie 62 betrug; bei unseren war es 66·6, d. h. ganz ähnlich. Die Form dieser Kurven nähert sich auch dem von P. Weiss angegebenen theoretischen Verlauf. Dies ist auch eine Bestätigung der Tatsache, daß die Kurven der Fig. 4, die sonst sehr interessant sind, infolge des entmagnetisierenden Einflusses der Pole deformiert sind.

Digitized by Google

derselben Art finden sich in den Untersuchungen über die Magnetisierung harter Stähle von Jamin, Favé und Berson, besonders aber in denen von Poloni und Morain. Nicht erwähnt werden sie dagegen in der Abhandlung von Curie, der nur ein sehr kohlenstoffarmes Eisen behandelt hat.

Andererseits haben Guye und Mintz[1]) bei der Untersuchung der Dämpfung der schwingenden Bewegung des Stahles bei verschiedenen Temperaturen gefunden, daß die Viskosität dieses Stahles, die ebenso wie für die anderen Metalle, mit der Temperatur wächst, nicht demselben Gesetze folgt.

Während die Kurven, die diese Erscheinung darstellen, für diese letzteren parabolisch sind, scheint die Kurve für Stahl von zwei verschiedenen Parabeln gebildet zu werden, die durch ein unregelmäßiges Kurvenstück zwischen 160 und 240° miteinander verbunden sind. Dieser Zwischenraum, den feiner abgestufte Messungen ohne Zweifel hätten verringern können, ist höchst wahrscheinlich desselben Ursprungs.

Die Erklärung für diese Unregelmäßigkeit findet sich in einer Bemerkung von Wologdine[2]), in der er angibt, daß die magnetische Transformation des Eisenkarbids (Fe_3C) ungefähr bei 180° vor sich geht. Direkte Versuche mit Eisenkarbid, das wir präparierten, indem wir Stahl mit Schwefelsäure behandelten, haben uns dieses Ergebnis bestätigt. Der Magnetismus des Eisenkarbids verschwand in der Nähe von 200°. Wenn wir die äußerst feine Zerteilung des Körpers berücksichtigen, den wir untersuchten, so mußten wir schließen, daß seine Permeabilität 30 bis 40 C. G. S. nicht überschritt. Daraus folgt, daß es ein wenig magnetischer Körper ist. Er ist sogar noch weniger magnetisch, als man aus der Größe der Einbiegung annehmen könnte, die wir bei unseren Kurven für die Stahlarten 4, 5, 6 und 7 festgestellt haben.

Wenn wir nunmehr den Stahl Nr. 8 betrachten, so haben wir es mit einem Stahl von viel größerem Kohlenstoffgehalt zu tun als bei allen übrigen. Bei diesem Körper ist die Ablenkung gegen 200° weniger deutlich als für Nr. 6 und 7, andererseits ist seine Permeabilität bis 700° wesentlich größer. Die mikroskopische

[1]) Archives des Sciences physiques et naturelles, Genf, August und September 1908, Bd. XXVI, S. 136 und 263.

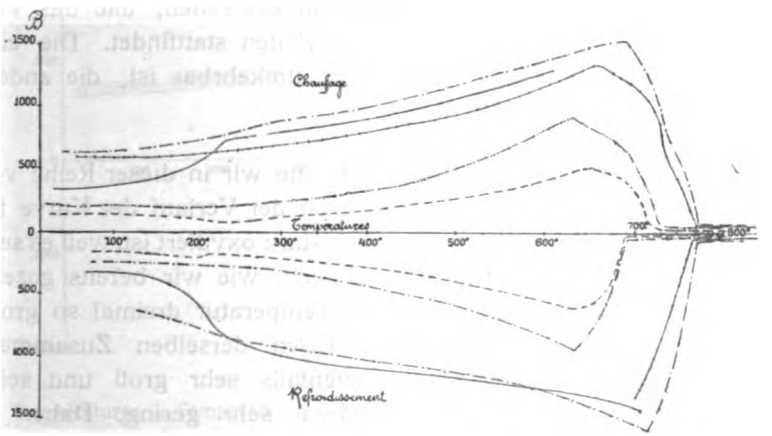
[2]) C. R. Ac., Bd. CXLVIII, März 1909, S. 776.

Digitized by Google

Untersuchung dieser drei Stahlarten zeigte, daß, während das Zementit in dem Perlit der Stähle 6 und 7 schöne Lamellen bildete, es sich dagegen bei dem Stahl 8 in kleine Kügelchen zerstreute. Man kann sich leicht erklären, daß im Falle lamellenförmigen Perlits das Karbid eine Reihe Zwischenstücke bildet, die dem Durchgange der Kraftlinien einen wesentlich größeren Widerstand entgegensetzen als die Kügelchen im Stahl 8. Es ist daher nicht zu verwundern, daß die Neigung, die durch den Verlust an Magnetismus des Karbids entsteht, bei den Stahlarten 6 und 7 viel bedeutender ist, als das Mischungsgesetz angeben würde.

Kurven von Probekörpern Form B.
(Zylinder von 200 mm Länge und 3 mm Durchmesser.)
Größtwert des Feldes: H = 1·5 Gauß;
Frequenz = 45 Perioden.

Nr. des Stahles (Flußeisens)	Kohlenstoffgehalt in %
4 ———	0·06
6 — — —	0·170
5 ———	0·400
7 ·····	0·730
8 — — —	1·200



Chauffage = Erwärmung.
Températures = Temperaturen. Fig. 6. Refroidissement = Abkühlung.

Was das vollständige Verschwinden des Magnetismus anbetrifft, so geschieht dies für die Stahle 4 und 5 in zwei Zeiten. Ein erster Abfall entspricht dem kritischen Punkt A_{c1}, das vollständige Verschwinden findet bei einer Temperatur statt, die derjenigen von $A_{c\,2.3}$ entspricht. Das Wiedererscheinen beginnt sichtlich bei derselben Temperatur, bei der sich das Verschwinden zeigte. Der Punkt A_{r2} ist also ganz sicherlich mit A_{c2} umkehrbar. Der

Digitized by Google

zweite Abfall, den wir beobachten, fällt sehr genau mit dem kritischen Punkte A_{r1} zusammen und er ist wie dieser mit dem entsprechenden Punkte bei Erwärmung A_{c1} nicht umkehrbar.

b) H maximum = 1·5 Gauß (Fig. 6). — Bei diesen Kurven bemerken wir zunächst eine fortschreitende Vergrößerung der Permeabilität von der gewöhnlichen Temperatur ab bis ungefähr 650°. Wie Hopkinson einwandfrei nachgewiesen hat, ist dieses Wachsen eng mit einer fortschreitenden Verringerung der Koerzitivkraft bei steigender Temperatur verbunden: davon abgesehen, findet man die Erscheinungen im Punkte bei 200° stark geschwächt, was sich daraus erklärt, daß die Permeabilität des Eisens in einem Felde von 1·5 Gauß fast fünfmal so groß ist wie in einem Felde von 20 Einheiten. Daraus folgt, daß die Permeabilität des Karbids, die sich mit dem Werte des Feldes wenig ändert, gegen die des Eisens so gering ist, daß ihre Veränderungen sozusagen kaum bemerkbar sind. Wir wollen außerdem erwähnen, daß das Verschwinden des Magnetismus in zwei Zeiten stattfindet. Die eine entspricht dem Punkte A_1, der nicht umkehrbar ist, die andere dem umkehrbaren Punkte A_2.

Die interessanteste Tatsache, auf die wir in dieser Reihe von Kurven aufmerksam machen wollen, ist der Verlauf der Kurve für das Flußeisen 1. Dieses Eisen, das sehr stark oxydiert ist, weil es sehr stark geblasen wurde, kennzeichnet sich, wie wir bereits gezeigt haben, durch seine bei gewöhnlicher Temperatur dreimal so große Hysteresis, als die für normales Eisen derselben Zusammensetzung. Seine Koerzitivkraft ist ebenfalls sehr groß und seine Permeabilität bei schwachen Feldern sehr gering. Daher ist es nicht überraschend, daß auf unserer Kurve, die einem Feld von 1·5 Gauß entspricht, die Ordinaten am Anfange sehr klein sind. Aber in der Nähe von 250° wachsen diese Ordinaten ganz beträchtlich und von diesem Punkte ab erscheint das Eisen vollständig normal. Bei der Abkühlung tritt die umgekehrte Erscheinung ungefähr bei denselben Wärmegraden auf. Es schien uns interessant, auf diese Tatsache hinzuweisen.

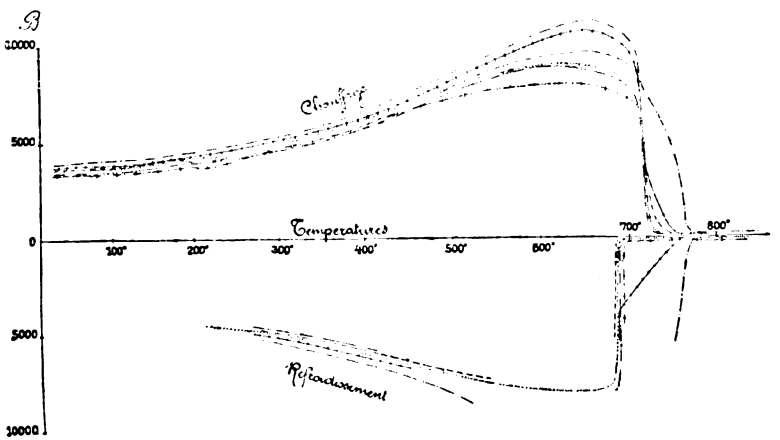
III. Probekörper, Form C. — (Ringe mit 80 mm äußerem Durchmesser, 70 mm innerem Durchmesser und 20 mm Höhe.)

Digitized by Google

a) H maximum = 20 Gauß (Fig. 7). — Wie wir bereits angegeben haben, sollen diese Kurven nur zum Beweise des bereits Gesagten dienen. Bei dem sehr großen Querschnitt der Probekörper haben die induzierten Ströme (Wirbelströme) tatsächlich eine recht erhebliche Wirkung. Diese Wirkung nimmt um so mehr ab, je höher die Temperatur steigt; denn da der Widerstand des Stahles (Flußeisens) wächst, müssen offenbar die Wirbelströme abnehmen. Deswegen beobachten wir bis in die Nähe von ungefähr

Kurven von Probekörpern Form C.
(Ringe von 80 mm äußerem Durchmesser, 20 mm innerem Durchmesser und 20 mm Höhe.)
Größtwert des Feldes H = 20 Gauss;
Frequens = 45 Perioden.

Nr. des Stahles (Flußeisens)	Kohlenstoffgehalt in %
4	0·170
5	0·400
6	0·730
7	0·811
8	1·200
9	1·657



Chauffage = Erwärmung.
Températures = Temperaturen. Fig. 7. Refroidissement = Abkühlung.

650° einen steigenden Verlauf der Kurven. Aber auch der Teil der Kurven, der dem Verschwinden des Magnetismus entspricht, ist bemerkenswert; denn er bestätigt in bester Weise die Ergebnisse, die wir mit den Probekörpern B erhalten haben.

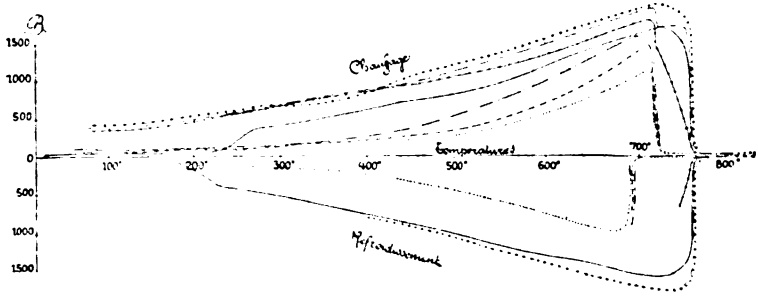
b) H maximum = 20 Gauß (Fig. 8). — Für diese Kurvenserie können wir dieselbe Beobachtung machen wie für die vorhergehende, obgleich hier die Wirkung etwas schwächer ist. Unabhängig hievon bestätigt der Verlauf dieser Kurven vollständig die Schlüsse, die wir vorhin aus der Betrachtung der Kurven für den Probekörper Form B gezogen haben:

Digitized by Google

1. Die Transformation des Probekörpers Nr. 1 bei 250° und 2. die deutliche Tennung der nicht umkehrbaren Punkte A_1 von den umkehrbaren Punkten A_2. Schließlich bemerken wir bei den Kurven 1 und 2 geringe Abbiegungen, die bei Temperaturen auftreten, die erheblich unter den kritischen Punkten liegen. Vielleicht stehen sie mit den Minimas in Verbindung, die zuerst von Morris, später von Morain bei weichem Flußeisen unter denselben Bedingungen erhalten wurden.

Kurven von Probekörpern Form C.
(Ringe von 80 mm äußerem Durchmesser, 70 mm innerem Durchmesser und 20 mm Höhe.)
Größtwert des Feldes: H = 20 Gauß;
Frequenz = 45 Perioden.

Nr. des Stahles (Flußeisens)	Kohlenstoffgehalt in %
1 ———	0·06
2 ·····	0·09
4 — — —	0·170
5 — ———	0·400
6 ·····	0·730
7 ——·——	0·811
8 ——·——	1·200



Chauffage = Erwärmung.
Températures = Temperaturen. Refroidissement = Abkühlung.

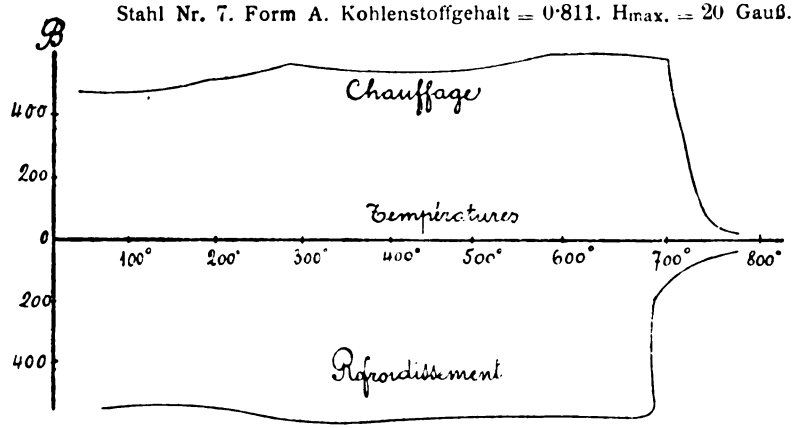
Fig. 8.

Versuche mit gehärteten Probekörpern (Fig. 9). — Wir haben, um auch hierüber Angaben machen zu können, einige Versuche mit Probekörpern ausgeführt, die vorher bei 1000° in Wasser gehärtet waren. Abgesehen davon, daß der kritische Punkt bei 200° fehlt und daß die Permeabilität jenseits von 450° allmählich wieder erscheint, was wir bei den Kurven 2 und 3 bemerken können — dieses Wiedererscheinen gestattet, die Zerstörung der Härtungswirkungen zu verfolgen — müssen wir bei der Kurve der Erwärmung auf einen eigentümlichen Punkt aufmerksam machen, der in der Nähe von 300° entsteht. Ein ähnlicher Punkt wurde übrigens von Charpy und Grenet bei Dehnungskurven von vorher

Digitized by Google

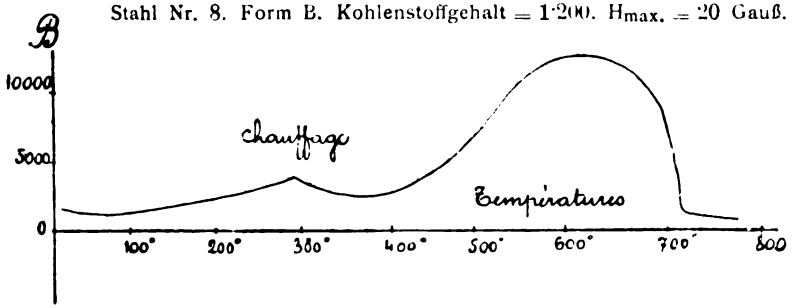
Kurven für Erwärmung und Abkühlung von Stahl, der vorher bei 1000° in kaltem Wasser gehärtet wurde.

Stahl Nr. 7. Form A. Kohlenstoffgehalt = 0·811. $H_{max.}$ = 20 Gauß.



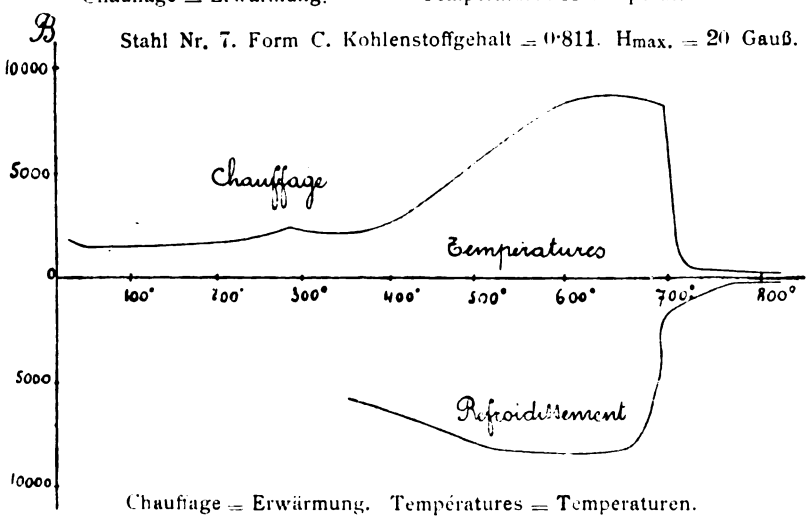
Chauffage = Erwärmung. Températures = Temperaturen.
Refroidissement = Abkühlung.

Stahl Nr. 8. Form B. Kohlenstoffgehalt = 1·200. $H_{max.}$ = 20 Gauß.



Chauffage = Erwärmung. Températures = Temperaturen.

Stahl Nr. 7. Form C. Kohlenstoffgehalt = 0·811. $H_{max.}$ = 20 Gauß.



Chauffage = Erwärmung. Températures = Temperaturen.
Refroidissement = Abkühlung.
Fig. 9.

Digitized by Google

gehärtetem Stahl festgestellt.[1]) Diese Anomalie findet sich bei Erwärmung auch in einigen Festigkeitskurven, die von Robin[2]) mittels der Brinellschen Kugel dargestellt wurden. Vielleicht besteht eine Beziehung zwischen dieser Erscheinung und dem Maximum an Löslichkeit in Schwefelsäure, die von Heyn und Bauer bei Stahl beobachtet wurde, der gehärtet und nachher bei 400° wieder geglüht worden war.

Zusammenfassung.

Die Untersuchung der Beziehungen zwischen den magnetischen Eigenschaften des Stahles und der Temperatur kann wesentlich dadurch vereinfacht werden, daß man die magnetische Leitfähigkeit des untersuchten Probekörpers während der ganzen Dauer der Erwärmung und Abkühlung fortlaufend aufzeichnet.

Unsere Versuche mit Kohlenstoffstahl haben folgende Ergebnisse gehabt:

1. Es besteht ein wesentlicher Unterschied in dem Verlauf der so erhaltenen Kurven, je nachdem man Probekörper mit großem oder kleinem Verhältnis von Länge zum Durchmesser untersucht. In dem Falle, daß $\frac{L}{d}$ groß ist, erstreckt sich der Verlust an Magnetismus auf einen großen Temperaturzwischenraum. Die Kurven nähern sich dem von P. Weiß angegebenen theoretischen Verlauf. In dem zweiten Falle dagegen, in dem $\frac{L}{d}$ klein ist, hat der entmagnetisierende Einfluß der Pole einen beträchtlichen Wert und das Verschwinden des Magnetismus geschieht sehr plötzlich.

2. Unsere Versuche haben gezeigt, daß das Verschwinden des Magnetismus nicht nur den kritischen Punkt A_2 hervortreten ließ, sondern auch sehr deutlich den Punkt A_1.

3. Während A_2 fast genau umkehrbar ist, sind es A_1 und $A_{1.\,2.\,3}$ nicht.[3])

[1]) Bulletin de la société d'Eucouragement, 1903, S. 488 und 883.

[2]) Revue de Métallurgie, Bd. V, 1908, S. 901.

[3]) Die Wärmemenge, die beim Punkte A_2 aufgeboten wird, würde der Größe nach (nach P. Weiß [Journal de Phys., 4. Serie, Bd. VII, 1908, S. 249]) der Änderung an magnetischer Energie entsprechen, die sie charakterisiert. Es ist daher nicht verwunderlich, daß dieser Punkt von anderer Natur ist als A_1 der der Auflösung des eutektischen Perlits entspricht und nur nebenbei der Sitz magnetischer Erscheinungen ist.

Digitized by Google

4. Man findet in der Nähe von 200° einen Abfall an Permeabilität, der dem Verschwinden des Magnetismus bei Eisenkarbid oder Zementit (Fe_3C) entspricht.

5. Die Verminderung der Hysteresis und infolgedessen der Koërzitivkraft mit der Temperatur überträgt sich auf unsere Kurven für ein schwaches Feld (Fig. 6) in Form einer fortschreitenden Steigerung der Permeabilität.

6. Ein Stahl, der stark oxydiert ist und wahrscheinlich Gase eingeschlossen enthält (stark geblasener Bessemerstahl), zeigt kalt eine sehr abweichende Hysteresis und Koërzitivkraft. Diese Abweichung verschwindet in der Nähe von 250° und erscheint bei Abkühlung bei einer ein wenig tieferen Temperatur wieder.

7. Beim Anlassen eines gehärteten Stahles findet man bei 200° nichts Anormales; aber man kann einen Größtwert an magnetischem Leitungsvermögen bei 300° feststellen. Eine Abweichung derselben Art ist bei derselben Temperatur an Dehnungskurven beobachtet worden.

Dies sind die hauptsächlichsten Ergebnisse dieser im Laboratorium der Herren Schneider & Co. in Le Creusot ausgeführten Versuche.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IX5

ÜBER DIE MAGNETISCHEN EIGENSCHAFTEN DER IM DYNAMOBAU VERWENDETEN EISENBLECHE.

Von **de Nolly** und **Veyret**, St. Chamond.

(Übersetzt von A. Grünhut.)

Der Zweck dieser Untersuchung ist, durch eine Reihe von Versuchen die Zusammensetzung und die Bearbeitungsmethoden jener Eisenbleche festzustellen, welche sich hinsichtlich ihrer Permeabilität und der durch die Hysteresis und die Wirbelströme verursachten Wattverluste am günstigsten verhalten.

I. Die Meßmethoden und die Fehlerquellen.

Die Permeabilitätsmessungen sind alle mit dem Permeameter von Picou ausgeführt worden.

Die Messung der Wattverluste bei einer Induktion von 10.000 Gauß und 50 Perioden erfolgte nach zwei verschiedenen Methoden:

1. Durch Rechnung, indem man getrennt die Hysteresisverluste mit dem Hysteresismesser von Blondel bestimmte und die Wirbelstromverluste unter Berücksichtigung der Blechdicke und ihres Widerstandes berechnete;

2. durch direkte Messung der gesamten Wattverluste in dem Apparat von Richter.

A. Permeabilität.

Die Versuche wurden an Stahlstäben von 1 cm^2 Querschnitt oder an zu Paketen von 1 cm^2 Querschnitt zusammengelegten Lamellen von ungefähr 0·5 mm Dicke vorgenommen. Meßfehler werden sowohl durch den Apparat als auch durch die Beschaffenheit der Lamellen verursacht.

Digitized by Google

a) Fehler, die durch den Apparat verursacht werden. Eine Fehlerquelle liegt in dem etwaigen unvollkommenen Kontakt des rotierenden Kommutators oder darin, daß die Galvanometernadel nicht vollkommen frei schwingt. Um die erstere Fehlerquelle zu eliminieren, sind alle Messungen doppelt ausgeführt worden. Wenn zwei aufeinanderfolgende Messungen nicht übereinstimmten, wurden die Meßresultate richtiggestellt und die Kontakte neuerlich gereinigt. Die zweite Fehlerquelle ist wegen der geringen Fehlergröße schwieriger zu vermeiden; man muß nur vor jedem Versuch darauf achten, daß die Galvanometernadel frei schwingt. Immerhin aber kann es vorkommen, daß ein fast unmerkliches Reiben der Nadel die Ausschläge derselben reduziert.

b) Fehlerquellen, welche von den Lamellen selbst herrühren. Wenn der Querschnitt des Blechpaketes nicht genau 1 cm^2 ausmacht, so kann man die erhaltenen Werte auf die Einheit des Querschnittes beziehen. Man erhält dabei genaue Resultate. Da das Ausstanzen der Lamellen das Material verschlechtert, hat man die Scheiben durch Abhobeln hergestellt; aber auch durch diese Bearbeitung schadet man dem Material und bringt in die Messung eine Fehlerquelle, welche sich nach der Blechbeschaffenheit richtet; darüber wird später gesprochen werden.

B. Rechnerische Bestimmung der Wattverluste.

1. Hysteresis. Wir haben die Hysteresisverluste unter Zugrundelegung des mit dem Hysteresismesser von Blondel bestimmten Koeffizienten η nach der Steinmetz'schen Formel bestimmt. Für B 10.000 und 50 Perioden werden die Wattverluste pro kg Eisen durch die folgende Formel bestimmt:

$$W_H = \frac{1000}{7{\cdot}7} \times 50 \times \eta\, 10.000^{1{\cdot}6} = 1630\, \eta.$$

Die hauptsächlichsten Fehlerquellen sind die folgenden:

a) Dicke der Scheiben. Der Normalprobekörper wird von 9 aufeinandergelegten Scheiben von 0·5 mm Dicke gebildet. Wenn alle zu untersuchenden Bleche eine Dicke von 0·5 mm haben, so genügt es, 9 Bleche aufeinanderzuschichten, um einen Probekörper zu erhalten, der dem Normale genau gleich kommt; aber oftmals ist die Blechdicke unter 0·5 mm. Man kann dann so vorgehen, daß man nur so viel Scheiben aufeinanderlegt, bis das gesamte Gewicht des

Digitized by Google

Probekörpers dem des Normale so viel wie möglich gleichkommt. Der Probekörper ist dann dem Normale aus zwei Ursachen nicht absolut gleich. Erstens ist das Gewicht des Materials ein wenig verschieden und zweitens sind die Wirbelstromverluste in den dünneren Scheiben kleiner.

Der Fehler, welcher durch die Verschiedenheit des Gewichtes verursacht wird, kann nach der folgenden Tabelle bewertet werden, welche aus Versuchen mit 1, 2, 3, ... 9 Scheiben von zwei verschiedenen Provenienzen A und B entnommen wurde:

Zahl der Scheiben . .		1	2	3	4	5	6	7	8	9
Gesamte Abweichung	Scheiben A	23	48	74	94	103	104	103	99	98
	„ B	23	49	72	88	88	91	85	82	80

Man sieht aus der Tabelle, daß die Abweichung der Meßresultate am größten ist bei 6 Scheiben. Diese für den ersten Blick überraschende Tatsache läßt sich auf folgende Weise erklären: Der gesamte Flux in den Scheiben nimmt wohl mit der Zahl der Scheiben zu, aber er steigt nicht proportional an; er strebt einer gewissen, durch die Stärke des Magnetfeldes gegebenen Grenze zu. Wenn man also den Ring dicker macht, so wird der magnetische Flux (B) pro Querschnittseinheit kleiner. Ist h der Hysteresisverlust pro Scheibe und n die Zahl der Scheiben, so ist $H = h \,.\, n$ der gesamte Verlust. Bei den ersten zwei Scheiben ist die Induktion sichtlich konstant und H ist nahezu proportional n, aber mit wachsender Zahl der Scheiben nimmt B ab und h, das proportional zu $B^{1\cdot6}$ ist, nimmt um so rascher ab. Es folgt also daraus, daß das Produkt $h \,.\, n$ immer weniger zunimmt. Von einem bestimmten Werte von n angefangen (im vorliegenden Falle $n = 6$) überwiegt die Abnahme von h über die Zunahme von n und das Produkt $h \,.\, n$ wird also kleiner. Im allgemeinen ist dieser Fehler aber nicht größer als $2-3\%$, ausgenommen einige besondere Meßreihen, bei welchen besonders dünne Blechringe gewählt wurden, und die einen Fehler von $8-10\%$ ergaben.

Der Fehler, welcher sich durch die verschiedenen Werte der Wirbelströme in verschieden dicken Blechen ergibt, ist hier vernachlässigbar, da bei der geringen Periodenzahl im Hysteresismesser (2—3 Perioden) die Wirbelströme überhaupt ohne Einfluß bleiben. Man kann das daran erkennen, daß man bei Veränderung der Tourenzahl keine Änderung des Ausschlages im Hysteresis-

Digitized by Google

messer beobachtet, was nicht der Fall wäre, wenn die Wirbelströme auf das Meßresultat irgendeinen Einfluß ausüben würden.

b) Beschaffenheit der Scheiben. Da die Scheiben manchmal mit Zunder bedeckt waren, kann ihre Dicke beträchtlich abweichen, der daraus resultierende Fehler beträgt aber nur 3—4%.

c) Durchmesser der Scheiben. Da 1 mm Unterschied im Durchmesser einen Fehler von ungefähr 10% hervorbringen kann, wurden die Scheiben so genau bearbeitet, daß der Fehler niemals 1—2% überschritt.

d) Ausstanzen der Scheiben. Das Ausstanzen verursacht Kalthärtung der Bleche, wodurch die Hysteresis größer wird. Wir haben gleich im Anfang erkannt, daß das Ausstanzen nachteilige Einflüsse auf das Material nimmt; in der Folge wurden dann alle Scheiben sorgfältig abgedreht. Der Einfluß des Ausstanzens auf das Blech ist ein verschiedener, manche Bleche sind mehr, manche weniger gegen die dadurch verursachte Kalthärtung empfindlich, wie aus dem folgenden zu entnehmen ist. Dieser Umstand ist ein schwerwiegender Nachteil der Meßmethode mit dem Blondelschen Apparat. Er wird bei der zweitgenannten Meßmethode vermieden.

e) Ungenauigkeit der Formel. Die Steinmetz'sche Formel ist von vielen Experimentatoren bestritten worden und es wurden zahlreiche Modifikationen derselben vorgeschlagen. Wir haben uns aber strikte an diese Formel gehalten, weil wir nur die bei einer Induktion von $B = 10.000$, also genau der im Blondel'schen Apparat herrschenden Induktion, auftretenden Verluste gemessen haben. Da der Wert von η_i, welcher auf der Normalprobe verzeichnet ist, nach dieser Formel und für die gleiche Induktion berechnet wurde, so folgt daraus, daß unsere Meßresultate genaue sind, vorausgesetzt, daß das Normale richtig bewertet ist.

2. Wirbelströme. Zu ihrer Bestimmung haben wir die aus den Versuchen von Kühns abgeleitete Formel benützt, die uns noch als die genaueste erschien, obzwar ihre Genauigkeit oftmals bestritten wurde:

$$w_p = \frac{1}{\rho}(2{\cdot}9 + 58\,d^2)$$

wobei ρ den Widerstand des Bleches in Mikroohm-Zentimeter, d die Blechdicke in Millimeter und w_p die Wirbelstromverluste für $B = 10.000$ und 50 Perioden bedeuten.

Digitized by Google

C. Die direkte Messung der Wattverluste im Richterschen Apparat.

Dieser von der Firma Siemens & Halske angegebene Apparat erlaubt, die ganzen Bleche auf ihre Verluste zu untersuchen. Diese Methode bietet erwiesenermaßen größere Garantien als die vorhergehende, da man hiebei alle angegebenen Fehler vermeidet, die von der Kaltbearbeitung des Metalles oder von der Ungenauigkeit der Formel herrühren. Man erhält also einen für das ganze Blech gültigen Mittelwert.

D. Vergleich der beiden Methoden.

Bei allen nach den beiden Methoden ausgeführten Untersuchungen war die größte Abweichung $\pm 10\%$. Nachstehend sind die Ergebnisse der Messung an einem gewöhnlichen und an einem siliziumhaltigen Blech, nach den beiden Methoden ausgeführt, in einer Tabelle zusammengefaßt.

	Analyse	Blechdicke in mm	Widerstand in Mikroohm-cm	Hysteresiskoeffizient	Gesamtverluste für $B = 10.000$, 50 Perioden in Watt			Gesamtverluste an den ganzen Blechen, im Apparat von Richter bestimmt
					durch Hysteresis	durch Wirbelströme	Gesamtverluste	
Gewöhnliches Blech	C=0·080 Si=0·233 Mn=0·160	0·4	17·9	0·00159	2·60	0·68	3·28	3·00
Siliziumhaltiges Blech	C=0·045 Si=3·261 Mn=0·200	0·4	55·6	0·00093	1·52	0·22	1·74	1·65

II.

Ergebnisse der Versuche.

Die chemische Zusammensetzung und die Bearbeitung haben den gleichen Einfluß auf die magnetischen Eigenschaften der Bleche. Man kann im allgemeinen sagen, daß der Kohlenstoffgehalt sehr klein sein soll; Mangangehalt ist zu vermeiden, andererseits soll der Siliziumgehalt groß sein. Da das Kaltbearbeiten der Bleche einen nachteiligen Einfluß auf ihre mechanischen Eigenschaften nimmt, so ist es unerläßlich, die Bleche auszuglühen.

Digitized by Google

A. Chemische Zusammensetzung.

Kohlenstoff. Der Kohlenstoffgehalt soll so klein wie möglich und immer unter 0·1% sein. Ein Blech von 0·15% C ist minderwertig gegenüber einem Blech von 0·1% C nach dem Ausglühen. Kein Blech, das mehr als 0·1% C enthält hat zufriedenstellende Resultate gegeben, selbst nach dem Ausglühen, wenn das Ausglühen nicht ein Entkohlen des Metalles nach sich gezogen hat. Die stark kohlenstoffhaltigen Bleche geben ein gutes Resultat, wenn das Ausglühen den Kohlenstoffgehalt unterhalb 0·1% herabsetzt.

Silizium. Das Silizium vermindert beträchtlich die reinen Hysteresisverluste. Der Koeffizient η ist für siliziumfreie Bleche gleich 0·0016, für 3·5% Si enthaltende Bleche 0·0009. Der Siliziumgehalt vergrößert den Widerstand von 15 auf 50 Mikroohm-cm und demzufolge werden die Verluste durch Wirbelströme um drei Viertel reduziert. Auf die Permeabilität nimmt das Silizium je nach der Feldstärke einen verschiedenen Einfluß. Bei schwachen Feldern erhöht Silizium die Permeabilität. Es vermindert die magnetische Viskosität, indem es die Korngröße vergrößert. Bei starken Feldern über 10 Gauß ist der Einfluß des Siliziums ein umgekehrter, Silizium vermindert die Permeabilität, weil der Anteil von Eisen im Material ein geringerer ist. Da Silizium die Elastizitätsgrenze erhöht, so setzt es die bleibenden Deformationen herab. Es folgt daraus, daß die Kalthärtung siliziumhaltiger Bleche bei der Bearbeitung weniger zu befürchten ist, wie aus den Diagrammen 4 und 5 zu ersehen ist. Man könnte fast den Siliziumgehalt nach dem Grade der bleibenden Krümmung der Bleche beurteilen, bei gleichem Verhältnis der übrigen Bestandteile.

Mangan. Ein Gehalt von 0·3% Mangan ist zu vermeiden, jedoch sind unsere diesbezüglichen Versuche nicht so schlüssig als die bezüglich des C- und Si-Gehaltes. Wir haben manchmal gute Resultate mit stark manganhaltigen Blechen erhalten, jedoch ist es möglich, daß bei denselben das Mangan als Sulphat oder als Oxyd vorhanden war, das sich im Eisen nicht auflöst.

Schwefel und Phosphor. Diese beiden Elemente sind so weit als möglich zu vermeiden. Jedenfalls soll ihr Gehalt 0·03% nicht übersteigen. Ein stark schwefelhaltiges Material (0·15%) hat uns sehr mittelmäßige Resultate gegeben, obzwar es nur 0·1% C enthielt.

Digitized by Google

B. Mechanische und thermische Behandlung.

Es ist bereits oben darauf hingewiesen worden, daß das Kaltbearbeiten für das Material sehr schädlich ist. Dies geht auch aus den Diagrammen hervor. Das Ausstanzen der Lamellen und das Bearbeiten in der Shapingmaschine verschlechtert die Bleche mehr oder weniger. Selbst wenn man nur leicht mit einem Messer auf die Bleche schlägt, um den Zunder abzuschlagen, beeinflußt man ihre magnetischen Eigenschaften. Auch wenn man sie mit einem Schlägel gerade richtet oder mit einem Hammer auf die in einem Ambos eingespannten Bleche schlägt oder wenn man die Bleche nach einem Kreise von 15 cm Radius biegt und sie wieder in eine Ebene ausrichtet verschlechtert man ihre magnetischen Eigenschaften. Der Kalthärtung ist es auch zuzuschreiben, daß die aus den Walzen hervorkommenden Bleche schlechte Resultate zeigen. Der Einfluß des Kaltbearbeitens auf die Permeabilität macht sich besonders bei schwachen Feldern bis zu 20 Gauß bemerkbar. Erschütterungen scheinen keinen Einfluß auszuüben, solange dadurch die Bleche nicht bleibende Deformationen erleiden. Das Dekapieren mit Säure bleibt ohne Wirkung auf die mechanischen Eigenschaften.

Angemessenes Ausglühen verbessert beträchtlich die Güte der Bleche. Dies scheint aus zweierlei Ursachen hervorzugehen: 1. Die schädlichen Wirkungen der Kalthärtung werden behoben; 2. das Korn wird größer, demzufolge nimmt die mechanische Viskosität ab, die um so größer ist, je feiner das Gefüge ist. Da man weiß, daß das gröbste Gefüge durch langanhaltendes Ausglühen und darauffolgendes langsames Erwärmen erhalten wird, hat man das Ausglühen ungefähr bei dem niedrigsten kritischen Punkte vorzunehmen. Es empfiehlt sich also, die Bleche bei 775—800° auszuglühen. Nach den Erfahrungen von Charpy wird das Korn viel gröber, wenn das Metall vorher kalt bearbeitet worden ist (eine Tatsache, welche die besondere Sprödigkeit gewisser, nach dem Kaltbearbeiten ausgeglühter Metalle erklärt). In unserem Falle kann man voraussehen, daß das Korn um so gröber und die magnetischen Eigenschaften um so zufriedenstellender sein werden, je stärker die Bleche durch das Walzen kaltgehärtet worden sind. Das Kaltbearbeiten ist also nur dann schädlich, wenn ihm nicht das Ausglühen auf dem Fuße folgt, sonst ist es eher mit Vorteilen für das Material verbunden.

Digitized by Google

III. Schlußfolgerungen.

Um gute Dynamobleche zu erhalten, verwende man Stahl von folgender Zusammensetzung:

$C < 0{\cdot}1\%$,
$Si < 3—4\%$,
$Mn < 0{\cdot}3\%$ so wenig als möglich,
S und $P < 0{\cdot}030\%$ so wenig als möglich.

Die Bleche sollen nach dem Walzen einem lange dauernden Ausglühen bei 800° unterworfen und nachher langsam abgekühlt werden. Es ist vorteilhaft, das Auswalzen bei einer niedrigen Temperatur zu beenden. Nach dem Ausglühen ist eine Kalthärtung der Bleche zu vermeiden.

Zusammenfassung.

Ausgeführte Versuche. Messung der Permeabilität, der Hysteresis, des Widerstandes und der gesamten Wattverluste an Blechen verschiedener Zusammensetzung und nach verschiedener mechanischer und thermischer Behandlung.

Schlußfolgerungen. Die vorstehende Studie zeigt klar den nachteiligen Einfluß der Kalthärtung und eines hohen C-Gehaltes. Es empfiehlt sich:

1. Eisen von annähernd folgender Zusammensetzung zu verwenden: $C < 0{\cdot}1\%$; $Si = 3—4\%$; $Mn < 0{\cdot}3\%$; S und $P < 0{\cdot}03\%$;

2. die Bleche nach dem Walzen bei 750—800° auszuglühen, diese Temperatur aufrechtzuerhalten und die Bleche langsam abzukühlen;

3. das Walzen bei niedriger Temperatur zu beendigen;

4. die Kalthärtung der Bleche nach dem Ausglühen zu vermeiden.

Digitized by Google

THE
JOHN CRERAR
LIBRARY

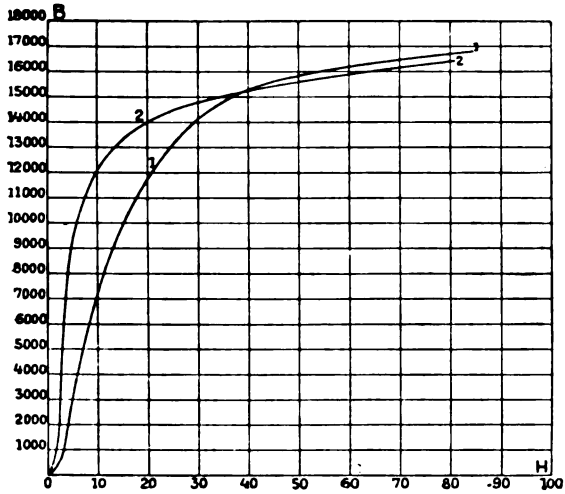
Digitized by Google

THE
JOHN CRERAR
LIBRARY

Digitized by Google

Diagramm Nr. 2.

Einfluß des Walzens und des Ausglühens bei einem gewöhnlichen Blech.



Analyse { C = 0·157 / Si = 0 / Mn = 0·163 / S = 0·021 / P = 0·007

Erklärung.

1. Die Lamellen wurden aus den von den Walzen kommenden Blechen ausgestanzt.

2. Dieselben Lamellen wurden bei 800° ausgeglüht und dann an der Luft abgekühlt.

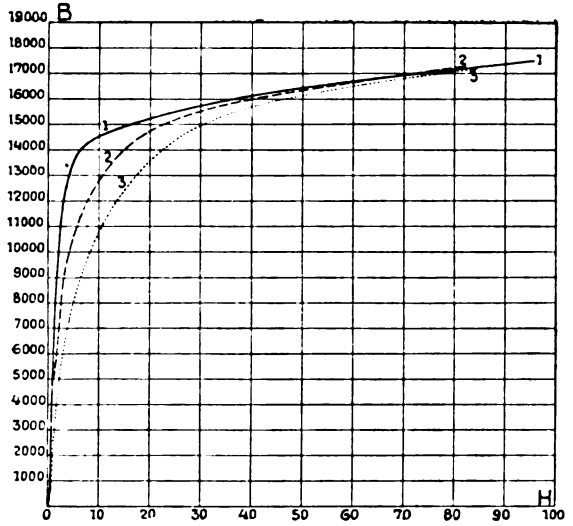
Bemerkung: Die mit diesem Blech erhaltenen Resultate sind nicht sehr zufriedenstellend, selbst nicht nach dem Ausglühen, da der C-Gehalt zu hoch ist.

	H	B	μ
1.	3·2	888	277
	4·8	2467	513
	6·3	4145	657
	8·7	6218	714
	11·5	8093	703
	16·4	10462	637
	23·0	12534	544
	30·0	14114	470
	53·0	15890	299
	84·0	16779	199
2. $\eta = 0{\cdot}0027$	1·4	882	630
	2·2	2746	1248
	2·8	4610	1646
	3·8	6965	1832
	5·0	8927	1785
	8·7	11575	1330
	17·8	13734	771
	37·0	15107	408
	81·0	16480	203

Digitized by Google

Diagramm Nr. 3.

Einfluß der fortschreitenden Kalthärtung auf ein Blech von 1·5% Si-Gehalt.



Analyse
C = 0·074
Si = 1·662
Mn = 0·355
S = 0·042
P = 0·030

	H	B	μ
	0·65	1145	1706
	0·85	3050	3590
	1·05	4875	4850
	1·45	7150	4920
	1·85	8875	4800
	2·85	11450	4000
1. η 0·00114	5·4	13700	2540
	9·4	14450	1535
	21·5	15300	711
	42·0	16200	388
	96·0	17500	182
	0·7	1145	1635
	1·0	3150	3150
	1·4	5450	3890
	2·4	7225	3010
	3·9	9600	2460
2. η 0·00183	8·6	12300	1430
	17·7	14450	816
	40·0	16000	400
	82·0	17300	211
	0·85	1145	1346
	1·45	3440	2370
	2·8	5725	2040
	5·5	8300	1505
3. η 0·00174	9·5	10600	1115
	19·8	13450	680
	41·0	15740	384
	83·5	17200	206

Erklärung.

1. Lamellen bei 800° durch 10 Minuten ausgeglüht, hierauf in heißer Asche abgekühlt.

2. Dieselben Lamellen nach der ersten Kalthärtung.

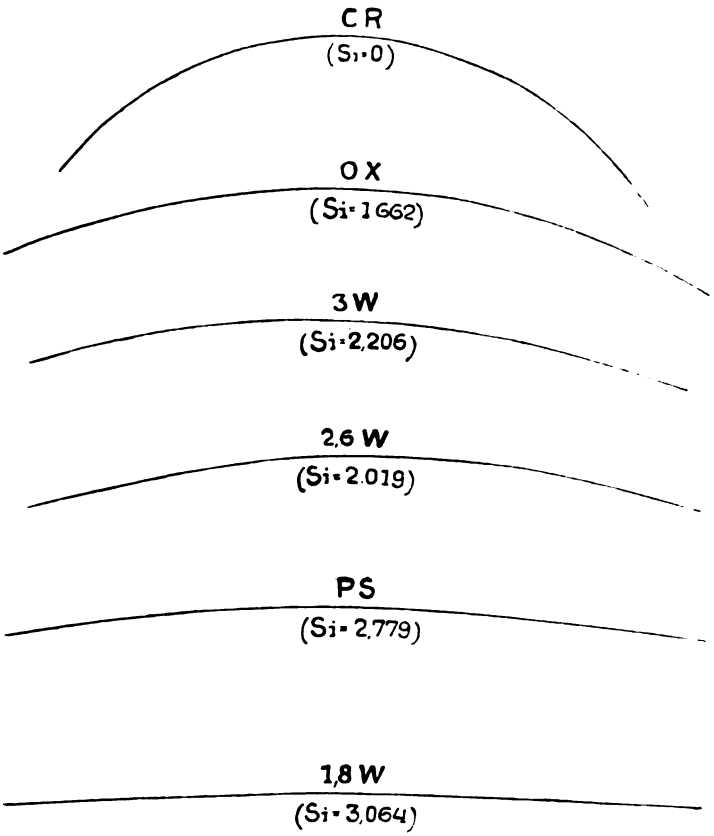
3. Dieselben Lamellen nach der zweiten Kalthärtung.

Digitized by Google

Diagramm Nr. 4.

1. Kalthärtung.

Bleibende Krümmung verschiedener Lamellen nach dem Biegen über einen Kreis von 7 cm Radius.



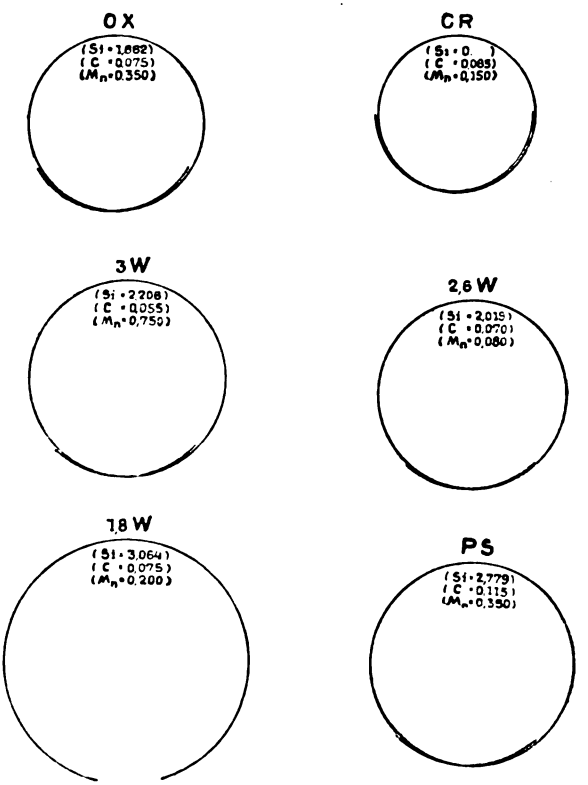
Maßstab 1 : 2.

Digitized by Google

Diagramm Nr. 5.

2. Kalthärtung.

Bleibende Krümmung verschiedener Lamellen nach dem Biegen über einen Kreis von 2 cm Radius.



Maßstab 1 : 2.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IX 6

ELEKTRISCHE WIDERSTANDSFÄHIGKEIT DER SPEZIALSTÄHLE.

Von **O. Boudouard,** Doctor ès Sciences.

Dozent der Metallurgie an der «Ecole de Physique et de Chimie Industrielles» (Schule für angewandte Physik und Chemie) in Paris.

(Übersetzt von A. Wagener, Aachen.)

Vor einigen Jahren habe ich, um die Umwandlungspunkte des Eisens und seiner Legierungen zu bestimmen, die Veränderungen des elektrischen Widerstandes der Stähle mit der Temperatur untersucht; meine Untersuchungen dehnten sich auf Kohlenstoff-, Chrom- (2 bis 3·5%), Wolfram- (3%), Mangan- (2%) und Nickelstahl (3 bis 4%) aus. Da mir Serien von Spezialstählen, in welchen der Gehalt des Zusatzmetalles bis über 30% steigt, zur Verfügung stehen, beabsichtige ich, die schon 1902 von mir studierte Frage systematisch wieder aufzunehmen. Die Methode, welche ich damals angewendet habe, ergab mir nicht den absoluten Wert des elektrischen Widerstandes; so war denn auch die erste von mir zu beantwortende Frage die, die elektrische Widerstandsfähigkeit der Spezialstähle bei gewöhnlicher Temperatur zu bestimmen. Ähnliche Untersuchungen wurden schon vorher, und zwar hauptsächlich von den Herren Henry Le Chatelier, Barret, Brown und Hadfield, Portevin angestellt.

Ich habe Nickel-, Mangan-, Chrom- und Wolframstähle untersucht; ich bringe hier die gefundenen Zahlen, wobei die Widerstände nach dem Verfahren von Lord Kelvin, Bauart Charpentier, gemessen wurden.

1. Kohlenstoffstähle.

Puddeleisen .	0·150	Kohlenstoff	0·050 Mn.	$\rho = 11{\cdot}6$ micr.-centim
Stahl	0·090		0·400	13·4
Stahl	0·290		0·400	15·7
Stahl	0·570		0·400	17·5
Stahl	0·920		0·400	18·6

Digitized by Google

2. Nickelstähle

mit 0·100 Kohlenstoff		mit 0·800 Kohlenstoff	
Nickelgehalt	ρ	Nickelgehalt	ρ
2·23	15·8	2·20	20·1
5·23	22·1	4·90	26·2
7·13	24·6	7·09	31·0
10·10	27·8	9·79	40·6
12·07	30·0	12·27	46 8
15·17	31·3	15·04	47·8
20·40	33·7	20·01	60·9
25·85	39·8	25·06	75·2
		29·96	87·1

3. Manganstähle

wenig gekohlt (0·1 — 0·2 C)		hoch gekohlt (0·8 — 0·9 C)	
Mangangehalt	ρ	Mangangehalt	ρ
0·432	15·5	0·461	27·9
2·150	25·4	1·031	31·0
6·139	59·8	1·972	38·4
10·512	73·1	3·084	40·3
12·920	75·8	5·112	51·8
14·400	72·5	7·200	63·5
		10·080	70·2
		12·096	71·2

4. Chromstähle

wenig gekohlt (0·1 — 0·2 C)		hoch gekohlt (0·8 — 0·9 C)	
Chromgehalt	ρ	Chromgehalt	ρ
0·703	16·2	0·986	25·4
1·207	22·5	2·141	28·2
4·502	33·2	4·570	29·2
7·835	51·7	7 279	39·0
9·145	48·1	9·376	61·6
10·136	66·2	11·521	48·3
13·603	62·0	14·538	65·0
14·532	62·5	18·650	71·3
22·060	55·5	26·541	67·2
25·306	58·5	32·560	66·4
31·746	65·8	36·340	86·1
		40·0	75·2

Digitized by Google

5. Wolframstähle (Stähle mit 0·5 — 0·8 Kohlenstoff).

Wolframgehalt	Zustand des Metalls		
	gehärtet	angelassen	naturhart
—	—	—	—
0·30	18·2	18·4	17·4
7·0	44·3	42·7	44·3
10·0	26·7	23·5	38·2
17·0	51·0	47·8	51·9
22·0	67·5	62·5	60·3

Kurz zusammengefaßt ersieht man:

1. Bei den Kohlenstoffstählen steigt das elektrische Widerstandsvermögen mit dem Kohlenstoffgehalt;

2. bei den Nickelstählen mit gleichem Nickelgehalte wird ρ durch den Kohlenstoff merklich vergrößert; da das Widerstandsvermögen des Nickels gleich 6·9 ist, durchläuft die Widerstandskurve wahrscheinlich ein Maximum, welches einem zwischen 30 und 35% liegenden Nickelgehalt, gemäß der Formel $NiFe_2$, entspricht;

3. bei den Manganstählen scheint der Kohlenstoffgehalt ohne Einfluß zu sein; ρ geht hier durch ein Maximum, welches einem Gehalt von 12 bis 13% Mangan entspricht;

4. bei den Chromstählen werden, unabhängig davon, ob der Kohlenstoffgehalt gering oder erheblich ist, sehr bedeutende Unregelmäßigkeiten festgestellt;

5. bei den Wolframstählen wird durch den Zustand des Metalls das elektrische Widerstandsvermögen nicht erheblich beeinflußt; durchläuft gleichwohl ein Maximum, dann ein Minimum, um nachher wieder anzuwachsen.

Ich habe keine Bestimmung des Temperaturkoeffizienten dieser verschiedenen Legierungen gemacht; die diesbezüglich in der Literatur gefundenen Zahlen ergeben, daß diese Koeffizienten bedeutend niedriger sind als die, welche sich auf die reinen Metalle beziehen.

Nach Benedicks kann der elektrische Widerstand der Stähle bei gewöhnlicher Temperatur durch eine Linearfunktion aus der Summe der Kohlenstoffwerte der im Eisen aufgelösten Bestandteile nach der Formel

$$\rho = 7{\cdot}6 + 26{\cdot}8\ \Sigma\ C \text{ micr.-cent.}$$

Digitized by Google

$$\Sigma C = C + \frac{12{\cdot}0}{28{\cdot}4} Si + \frac{12{\cdot}0}{55{\cdot}0} Mn + \ldots$$

ausgedrückt werden. Diese Formel stützt sich auf die wichtige Tatsache, daß gleichwertige Mengen der fremden im Eisen aufgelösten Bestandteile gleiche Widerstandserhöhungen erzeugen.

Diese Formel habe ich auf die von mir untersuchten Kohlenstoffstähle angewandt; die Übereinstimmung ist sehr schön. Sie kann natürlich nicht auf Spezialstähle angewendet werden, sie genügt aber, um den spezifischen Einfluß eines Metalls auf den elektrischen Widerstand des betreffenden Stahles zu bestimmen.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IX 7

ÜBER DIE BESTIMMUNG DER TIEFE VON RISSEN IN MATERIALIEN, WELCHE DIE ELEKTRIZITÄT LEITEN.

Von **Otto Gallander,** Professor an der Technologischen Schule in Örebro (Schweden).

(Übersetzt von O. Vogel.)

Zur Bestimmung der Tiefe von Rissen in Elektrizitätsleitern kann das folgende Verfahren angewendet werden:

Durch zwei Spitzen B und B_1 wird ein Strom in den zu prüfenden Körper X geleitet. Zwischen ihnen befinden sich zwei andere Spitzen C und C_1, die zu beiden Seiten des Risses angeordnet werden. Man mißt nun gleichzeitig die Stärke des durch B eingeleiteten Stromes i und die Potentialdifferenz e zwischen C und C_1[1]).

Versuche haben das folgende Ergebnis geliefert:

$$\frac{e}{i} = K.\ c\ \left(\frac{1}{a} - \frac{1}{x}\right)$$

wo c den Widerstandskoeffizienten des zu untersuchenden Materiales bedeutet, während a eine Konstante ist, die von den Abständen

[1]) Die vorliegende Methode besteht daher in einem Messen des Widerstandes in einem Leiter von drei Dimensionen mit Elimination des Übergangswiderstandes und des Widerstandes infolge der Stromstreuung.

Digitized by Google

zwischen den vier Punkten abhängig ist, und die daher bei den verschiedenen Versuchen gleich sein muß.

x stellt die Entfernung zwischen den zu beiden Seiten des Risses gelegenen Berührungspunkten C und C_1, K eine Konstante, dar, die von den Einheiten, nach denen die verschiedenen Größen gemessen werden, abhängig ist. Da die Potentialdifferenz zwischen C und C_1 im allgemeinen sehr gering ist, so muß für die Bestimmung ein besonderes Verfahren angewendet und ganz besondere Sorgfalt auf die Elimination der thermoelektrischen Ströme verwendet werden.

Der Verfasser hat eine Kompensationseinrichtung benützt, die in der beifolgenden Abbildung 1 dargestellt ist.

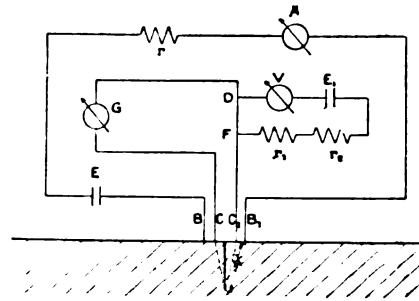


Abb. 1.

Die Spitzen B und B_1 werden durch Gewichte oder Federn mit einer Stärke von je etwa 1 kg an X angedrückt. C und C_1 sind zwei scharfe Nadeln, welche ebenfalls mittels Federn an X angepreßt werden. Diese letzteren brauchen aber nicht kräftig zu sein.

B und B_1 sind mit einer Akkumulatorenbatterie E verbunden; eine Zelle ist hinreichend. In den Stromkreis ist ein Gleitwiderstand r und ein Amperemeter A zur Bestimmung der Stromstärke i eingeschaltet. Die Stromstärke muß natürlich so gewählt werden, daß die Berührungspunkte mit X während der kurzen Zeit des Stromdurchganges nicht zu heiß werden. Für die vom Verfasser gewählte Anordnung haben sich etwa 0·5 Ampere am günstigsten erwiesen.

Digitized by Google

Von C und C_1 gehen Drähte zu einem sehr empfindlichen Spiegel-Galvanometer G (Dèprez-d'Arsonval von Siemens & Halske in Berlin).

Von zwei nahe aneinanderliegenden Punkten[1]) D und F des Drahtes geht ein Stromkreis aus, in welchem als empfindlicher Strommesser ein Voltmeter (1000 Ohm) V zur Bestimmung der proportionalen Potentialdifferenz e geschaltet ist. Außerdem sind hier einige Léclanché-Elemente[2]) E vorhanden sowie ein Paar Flüssigkeitswiderstände von insgesamt 1000 Ohm, von denen S_1 für die feinere und r_2 für die gröbere Einstellung dient.

Vermittels dieser Widerstände wird der Strom so reguliert, daß kein Strom durch das Galvanometer G fließt. Um nach Belieben auch den Einfluß des Thermostromes feststellen zu können, hat der Verfasser je einen Kommutator in den Stromkreis von E und in jenen von E_1 eingeschaltet. Beide Kommutatoren können mit ein und demselben Hebel betätigt werden.

Dieselben sind, um die Übersichtlichkeit der Skizze nicht zu stören, nicht in die Figur eingezeichnet worden.

Wenn sich ein Ausschalter in der Galvanometer-Zweigleitung befindet, muß er vor den Kommutatoren geschlossen werden, damit der Einfluß der thermoelektrischen Ströme eliminiert werde.

Wenn noch kein Strom durch G, A und V fließt, werden die ersten Ablesungen gemacht; dann werden die Ströme eingeschaltet.

Der Abstand zwischen den Spitzen B und B_1 beträgt bei dem vom Verfasser verwendeten Apparat nur wenige Millimeter.

Setzt man den reziproken Wert x_1 an Stelle von x in die obige Formel ein, so erhalten wir offenbar eine gerade Linie, wenn die Werte von x_1 und $\frac{e}{i}$, welch letzteren wir im folgenden mit y bezeichnen wollen, als Koordinaten gewählt werden.

Wird der Versuch mit demselben Apparat, aber mit einem anderen Material ausgeführt, so erhält man gewöhnlich eine andere gerade Linie, doch alle auf diese Weise dargestellten Linien haben gewöhnlich denselben Schnittpunkt mit der x_1-Achse.

---

[1]) Die Abstände sind so gewählt, daß man den günstigsten Teil der Voltmeterskala (nicht ihren untersten Teil) benützen kann.

[2]) Soviel Elemente, daß das Voltmeter sein Maximum erreicht, wenn r_1 und r_2 kurzgeschlossen sind.

Digitized by Google

Kennt man die Linie für ein Material, so kann sie für jedes beliebige andere Material gefunden werden, wenn man nur noch einen Punkt bestimmt, zum Beispiel einen solchen, der einer rißfreien Stelle entspricht

Dieser Punkt muß mit großer Genauigkeit ermittelt werden, weil sich jeder Fehler für die anderen Punkte auf der zur Bestimmung herangezogenen Linie vervielfacht.

Hat man die charakteristische Linie für ein gegebenes Material gefunden, so wird die Tiefe eines Risses bestimmt, indem man y ermittelt und den gefundenen Wert aufträgt, worauf das entsprechende x_1 abgelesen werden kann.

Ist aber x_1 bekannt, so kann die Rißtiefe an der fraglichen Stelle leicht berechnet werden.

Wie oben gezeigt worden ist, kann die Genauigkeit nicht groß sein, wenn ein bedeutender Unterschied hinsichtlich der Widerstandskoeffizienten zwischen dem zu prüfenden Material und dem Material, für welches die Linie zuerst bestimmt worden ist, besteht.

Wird größere Genauigkeit verlangt, so müßte man eine Versuchslinie von einem Material nehmen, das dem zu untersuchenden möglichst ähnlich ist.

Die angegebene Formel gilt nicht, wenn der Riß fast das ganze Material durchdringt; sie liefert in diesem Falle einen zu großen Wert für die Tiefe.

Unter solchen Umständen ist der Riß in der Regel gefährlich und das Material unbrauchbar. Wollte man indessen auch in diesem Falle die Tiefe des Risses bestimmen, so müßte man eine Kurve konstruieren, indem man die Werte von $\frac{e}{i}$ und x an einem künstlichen Riß von der verlangten Tiefe in einem Stück ermittelt, das dem beschädigten möglichst gleich ist.

Es würde natürlich keine Schwierigkeit bereiten, das Voltmeter so einzurichten, daß die Tiefe des Risses unmittelbar darauf abgelesen werden kann, wenn man die Stromstärke in $B - B_1$ auf eine bestimmte Stärke eingestellt hat.

Unsere Formel kann auch in folgender Weise geschrieben werden:

$$e = Kci\ (a_1 - x_1).$$

Digitized by Google

Wählt man i so, daß das e einen bestimmten Wert e_0 erlangt, wobei der Versuch an einer Stelle ausgeführt wird, die frei von Rissen ist, so kann eine solche Einteilung für ein Material mit jedem beliebigen Werte von c gelten.

Die Unterschiede in der Stromstärke würden jedoch in diesem Falle zu groß werden. Durch geeignete Nebenschaltung D F von verschiedenen Widerständen kann dieser Nachteil vermieden werden.

Die obige Formel macht keineswegs den Anspruch auf völlige Genauigkeit; für den praktischen Bedarf dürfte indessen eine größere Genauigkeit nicht erforderlich sein. Wird aber eine größere Genauigkeit verlangt, so kann man eine Kurve auf Grund eines künstlichen Risses in einem Material, das von gleicher Art und Form wie das zu prüfende ist, bestimmen, und durch Eintragung des gefundenen Wertes von $\frac{e}{i}$ in diese Kurve die Tiefe des zu prüfenden Risses ermitteln. In der Praxis will man nur feststellen, ob die Tiefe eines Risses größer ist als der höchstzulässige Wert oder nicht. Um dies entscheiden zu können, werden die Widerstände auf diese Tiefe eingestellt und die Spitzen über dem Riß angeordnet. Das Galvanometer erteilt dann sofort die gewünschte Auskunft und Amperemeter und Voltmeter können in diesem Falle weggelassen werden.

Bei derartigen Untersuchungen dürfte es am zweckmäßigsten sein, statt der Spitzen scharf zugeschliffene Rädchen zu nehmen.

In diesem Falle kann eine fortlaufende Untersuchung eines Risses stattfinden. Indem man einen derartigen Apparat, der für eine rißfreie Stelle eingestellt ist, über die Oberfläche hinführt, können die Risse alsdann aufgefunden werden.

Die oben beschriebene Methode dürfte sich auch für die Prüfung von unhomogenem, d. h. blasigem Material, sowie zur Messung des Widerstandskoeffizienten in Leitern von drei Dimensionen ausgestalten lassen.

Der Verfasser hat die Absicht, diese Methode möglichst bald auch auf die Kohlenstoff-Bestimmung in einer kleinen aus dem Martinofen genommenen Probe auszudehnen, und zwar mit Hilfe der bekannten Untersuchungen von Prof. C. Benediks über den Widerstandskoeffizienten des Eisens.

Digitized by Google

Anhang.

Die folgenden Bestimmungen dienen als Hilfsangaben zur Formel:

Punkt	i	e	$\frac{e}{i} = y.10^2$	Punkt	i	e	$\frac{e}{i} = y.10^2$	Punkt	i	e	$\frac{e}{i} = y.10^2$
0	96·1	28·5	29·6	2	94·9	64·9	68·4	4	97·1	78·1	80·4
0	97·1	30·0	30·9	2	95·5	63·3	66·3	4	97·9	77·9	79·6
0	92·0	26·7	29·0	2	97·0	64·6	66·6	4	97·1	76·5	78·8
0	77·0	23·4	30·3	2	74·0	47·7	64·5	4	93·8	77·0	82·1
1	92·1	49·5	53·7	3	96·8	72·6	75·0	5	97·0	84·2	86·8
1	96·2	51·0	53·0	3	95·1	72·7	76·4	5	98·0	83·1	84·8
1	97·8	52·0	53·2	3	98·0	73·3	74·8	5	92·5	84·5	91·3
1	99·0	51·6	52·1	3	91·0	70·1	77·0	5	93·0	81·5	87·6

i abgelesen in $\frac{1}{200}$ Ampere; e abgelesen in $\frac{1}{20}$ Volt.

Punkt	x	$\frac{1}{x} = x_1.10^3$	y
0	3·5	286	29·9
1	6·1	164	53·0
2	10·5	95·6	66·4
3	23·2	43·1	75·8
4	30·6	32·7	80·2
5	44·3	22·6	87·6

Die oberen Versuchsreihen sind an einem Stahlzylinder ausgeführt worden, in welchem man einen Riß gemacht hatte. Die Abmessungen des Zylinders sowie die des Risses sind in der nachstehenden Abbildung 2 ersichtlich gemacht.

Die elektrischen Messungen gestatten eine größere Genauigkeit, als die hier erhaltenen Ergebnisse zeigen. Die Fehlerquelle liegt in dem Apparate, welcher die vier Spitzen B B_1 und C C_1, bewegt. Diese Spitzen müssen so angeordnet sein, daß man sowohl längs des Risses als auch senkrecht darauf hinsehen kann, wenn sie auf dem Material zur Verwendung gelangen.

Bei dem benützten Apparate waren die Nadeln C und C_1 nicht ganz unnachgiebig. Dieser Fehler erklärt auch die Differenzen

Digitized by Google

in den erhaltenen Werten. Die Nebenleitung D F besaß bei diesem Versuch einen Widerstand von 0·006 Ohm; der Abstand zwischen C und C_1 betrug 3·5 mm.

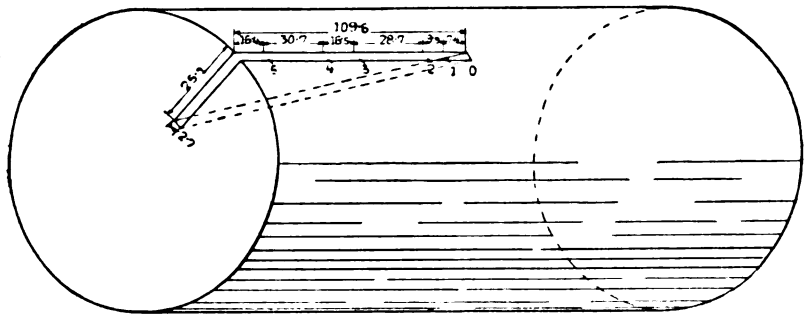


Abb. 2.

Die Beobachtungen wurden bei Temperaturen zwischen 18° und 20° C angestellt. Wenn die Genauigkeit nicht größer war als jene, die in den oberen Versuchsreihen angegebene, so sind keine Korrekturen für die Temperaturveränderungen vorgenommen

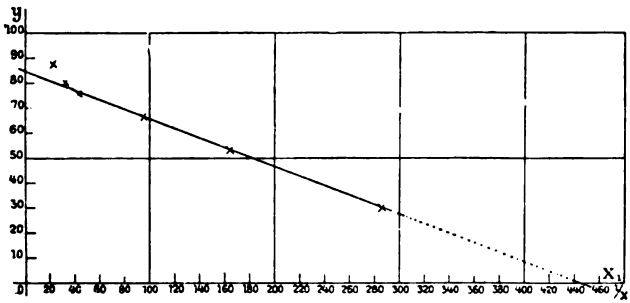


Abb. 3.

worden. In einem Falle, wie aus Abbildung 3 ersichtlich, stimmen die Durchschnittswerte [mit Ausnahme für die größten Werte von x (kleinsten Werte von x_1)] gut mit der geraden Linie überein, wie sie aus der Formel hervorgeht; die vorhandene Abweichung hängt mit dem nahen Ende des Zylinders zusammen.

Digitized by Google

Zusammenfassung.

Wenn ein elektrischer Strom an zwei nahe aneinanderliegenden Punkten in den Leiter eintritt und ihn verläßt, und die Potentialdifferenz zwischen zwei angrenzenden Punkten zu verschiedenen Seiten eines Risses gemessen wird, so ergibt sich eine einfache Beziehung zwischen der Stromstärke, der Potentialdifferenz und der Rißtiefe, sobald die gegenseitige Entfernung dieser vier Punkte bei den an den verschiedenen Stellen durchgeführten Messungen stets die gleiche bleibt. Mit Hilfe dieser Beziehung läßt sich die Tiefe der Risse bestimmen.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

IX8

THERMOELEKTRISCHE ANZEIGE VON ZUGBEANSPRUCHUNGEN ALS PRÜFMETHODE.

Von **T. R. Lawson** und **J. A. Capp**, Schenectady N. Y.

(Übersetzt von A. Grünhut.)

Der Bestimmung der Elastizitäts- oder Proportionalitätsgrenze mittels Thermoelementen ist schon seit langer Zeit von einer Reihe von Forschern Beobachtung geschenkt worden. So bespricht Sir William Thomson (Lord Kelvin) in dem Aprilheft des „Quarterly Mathematical Journal" vom Jahre 1855 ausführlich die thermoelastischen Eigenschaften der Materie und stellt Formeln auf, ohne jedoch diese und seine daraus gezogenen Schlußfolgerungen durch Versuchsmaterial zu belegen.

C. A. P. Turner hat der American Society of Civil Engineers (Trans. Am. Soc. C. E. Vol. 28) eine Arbeit im Jahre 1902 über denselben Gegenstand geliefert, indem er auf die Arbeiten Lord Kelvins zurückgreift und Ergebnisse der Untersuchung an 8 Stahlstäben mitteilt, dabei die Prüfmethode beschreibt und Angaben über die Genauigkeit derselben gibt. Am V. Kongreß des „Internationalen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik", Kopenhagen 1909, hat E. Rasch eine wertvolle Arbeit über den gleichen Gegenstand vorgetragen, in welcher der Vorgang thermodynamisch besprochen wird und einige typische Kurven, die an einem Messingstab aufgenommen wurden, vorgelegt werden.

In allen diesen Untersuchungen wird angegeben, daß ein Versuchsstab vom gegebenen Material, wenn er Zugspannungen ausgesetzt wird, Wärme absorbiert, so lange als die Spannung die Elastizitätsgrenze nicht überschreitet, und daß oberhalb dieser

Digitized by Google

Grenze durch die Reibung der übereinander gleitenden Teile Wärme erzeugt wird. Turner findet, daß die thermische Proportionalitätsgrenze erheblich unter der wahren Elastizitätsgrenze des Materiales liegt und daß unterhalb der thermischen Grenze die Änderungen in der Temperatur direkt proportional der Zugspannung sind. Er hat seine Untersuchungen mit Thermoelementen ausgeführt, welche an jeder Seite des Versuchsstabes während der Zerreißprobe angebracht waren und deren Enden zu einem empfindlichen Galvanometer führten. Die typischen, die Beziehungen zwischen der Erwärmung und den Zugspannungen darstellenden Kurven zeigen eine geringe Abweichung von der geraden Linie bevor die Umkehrung der Temperatur eintritt. Rasch stellt in seiner Arbeit fest: „Die Elastizitätsgrenze kann an der Umkehr der Temperaturanzeigen erkannt werden, vorausgesetzt, daß die Temperaturanzeige nicht hinter der Spannungsanzeige zurückbleibt." Die von ihm vorgelegten typischen Kurven zeigen eine ausgesprochene Ecke an dem Umkehrpunkt der Temperatur, jedoch ist die Kurve für Zugspannungen unterhalb dieses Punktes keineswegs die von Turner angegebene gerade Linie. Bedauerlicherweise haben diese Forscher niemals Dehnungsmesser in Verbindung mit dem thermoelektrischen Meßvorgang angewendet, woraus allenfalls wertvolle Aufschlüsse über den Wert dieser Prüfmethode hätten erhalten werden können.

Da die ausgedehnte Anwendung dieser Messungen als praktische Prüfmethode sehr wertvoll wäre für kleine und unregelmäßig geformte Probestücke, die keine durch den Abfall des Wagebalkens an der Zerreißmaschine ersichtlich gemachte Streckgrenze aufweisen und wo mit Rücksicht auf die geringe Länge oder die besondere Form des Probestückes der Dehnungsmesser sich nicht leicht anbringen läßt, so wurden in dem Laboratorium des Rensselaer Polytechnic Institute, Troy, N. Y. eingehende Versuche über die Genauigkeit dieser Prüfmethode angestellt. Bei dieser Untersuchung sind eine beträchtliche Anzahl der verschiedensten Materialien untersucht worden und es ist der Zweck der vorliegenden Arbeit, die dabei erhaltenen Resultate anzugeben.

Versuchseinrichtung.

Die Versuche wurden in einer normalen Zerreißmaschine von Riehle (von 150.000 Pf. = 68.000 kg Leistungsfähigkeit) vorgenommen. An zwei entgegengesetzten Enden des Versuchsstückes

Digitized by Google

sind die Kontakte des Dehnungsmessers von Riehle mit einfacher Ablesung angelegt worden, dessen Genauigkeit 0·00254 mm (0·0001") beträgt. 20 Thermoelemente, Kupfer-Konstantan, und ein D'Arsonval-Galvanometer — beide für diesen Zweck von der Leeds Northrup Co., Philadelphia, beigestellt, der gleich hier der Dank ausgesprochen werden soll — dienten für die elektrische Temperaturmessung. Das Galvanometer, Type HS, hatte einen Spulenwiderstand von 13·5 Ohm, der gesamte Widerstand betrug 17 Ohm, der Dämpfungswiderstand 80 Ohm, die Empfindlichkeit war 1·1 Mikrovolt pro Teilstrich, die Schwingungszeit 4·5 Sekunden.

Tabelle Nr. 1.

Versuch Nr. 2, Marke A. 24. Februar 1912.

Material: Kupfer, von 1" (25·4 mm) Durchmesser abgedreht.

Durchmesser 0·750" (19 mm); Durchmesser an der Einschnürung 0·517" (13·1 mm)

Dehnung der ursprünglichen Länge von 8" (20·32 cm), 9·4%; Querkontraktion 52·4%.

Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag	Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag
0000	0000	·0000	·00000	0	15000	33960	·0214	·00267	125·5
1000	2260	·0007	·00008	55	15250	34520	·02225	·00278	124·0
2000	4530	·0018	·00022	75	15500	35090	·0229	·00286	123 0
3000	6790	·0029	·00036	82	15750	35650	·0236	·00295	121·5
4000	9050	·0041	·00051	84	16000	36220	·0244	·00305	129·5
5000	11320	·0053	·00066	83	16500	37350	·0261	·00326	116·5
6000	13580	·0066	·00082	87	16750	37920	·0274	·00342	114·5
7000	15840	·0077	·00096	92	17000	38480	·0286	·00352	112·5
8000	18110	·0090	·00112	99	17250	39050	·0297	·00371	110·5
9000	20370	·01035	·00129	109	17500	39610	·0311	·00388	108·5
10000	22640	·0119	·00148	110	17750	40180	·0323	·00403	106
10500	23770	·0126	·00157	110	18000	40750	·0334	·00417	102
11000	24900	·0134	·00167	109	18250	41310	·0458	·00572	95
11500	26030	·0144	·00180	111·5	18500	41880			87
12000	27160	·0152	·00190	110	18750	42440			73
12500	28300	·01585	·00198	101	19000	43010			64
13000	29430	·0170	·00212	118	19260	43600			15
13500	30560	·0180	·00225	128	19340	43780			3·5
14000	31690	·0190	·00237	128	19370	43840			
14500	32820	·0200	·00250	127					

1 Pfund = 0·454 kg.

1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm².

1 Zoll = 2·54 cm.

Versuchsmethode.

Die Thermoelemente wurden in einen Hartgummibehälter eingeschlossen und mittels Gummibändern an die eine Seite des

Digitized by Google

Versuchsstückes angelegt. Um Störungen durch Luftströme zu vermeiden, waren die Thermoelemente und der Versuchsstab mit einem wollenen Tuch umwickelt. Die Enden der Thermosäule führten zu einem Galvanometer, dessen Spiegel den Lichtstrahl einer Glühlampe auf eine Glasskala reflektierte. Der Dehnungsmesser war bei allen Versuchen auf eine Länge von (8 Zoll) 20·32 cm angelegt, wobei die Genauigkeit der Ablesung durch einen elektrischen Kontaktanzeiger verbürgt wurde. Mit den Ablesungen wurden drei erfahrene Beobachter betraut; der eine betätigte die Zerreißmaschine und nahm die Ablesungen dort vor, der zweite hat die Mikrometerablesung am Dehnungsmesser und der dritte die Galvanometerablesung vorgenommen. Die Ablesungen wurden immer gleichzeitig, und zwar bei der Mittelstellung des Wagebalkens vorgenommen. Die Belastung wurde allmählich verstärkt, ohne den Apparat abzustellen. Die Geschwindigkeit, mit welcher man die Belastung steigerte, wurde besonders dort verändert, wo die Umkehrung in der Temperaturkurve eintrat; in diesem Bereiche wurde die Belastung viel langsamer aufgebracht um Ablesungen in kleineren Intervallen zu erhalten. Aus Vorversuchen konnte man schließen, daß der Charakter der thermoelektrischen Kurven nur wenig mit der Schnelligkeit der Belastungsänderungen variierte.

Die Figur 1 zeigt die Thermosäule an ihrem Platz. Die Figur 2 die Versuchseinrichtung fertig für den Versuch vorbereitet, wobei Dehnungsmesser und Thermosäule angelegt sind.

Es ist bereits darauf hingewiesen worden, daß der hauptsächlichste Zweck der Untersuchung der war, festzulegen, ob die thermoelektrische Anzeige der Zugbeanspruchung als praktische Prüfmethode als Ersatz für Dehnungsmessungen zur Feststellung der Elastizitätsgrenze (Proportionalitätsgrenze) angewendet werden kann, wenn der Wert des Elastizitätsmoduls nicht verlangt wird, oder in jenen Fällen, wo zufolge der eigenartigen Form oder der Größe des Versuchsstückes der Dehnungsmesser schwer anzubringen ist. Es wurden die gewöhnlichen in der Technik verwendeten Materialien der Untersuchung unterzogen; eine Auswahl geschah auch mit Rücksicht darauf, daß die charakteristischen Änderungen in der Form der Elastizitätskurve auftreten.

Digitized by Google

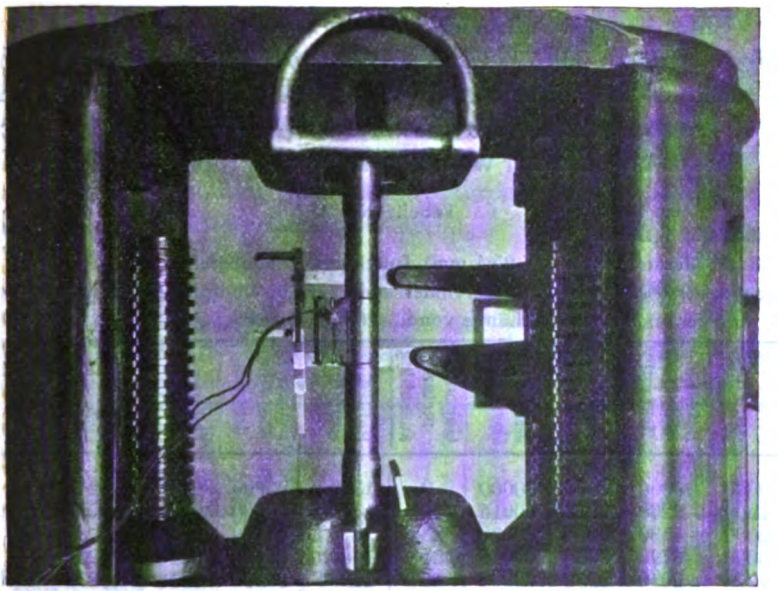


Fig. 1.

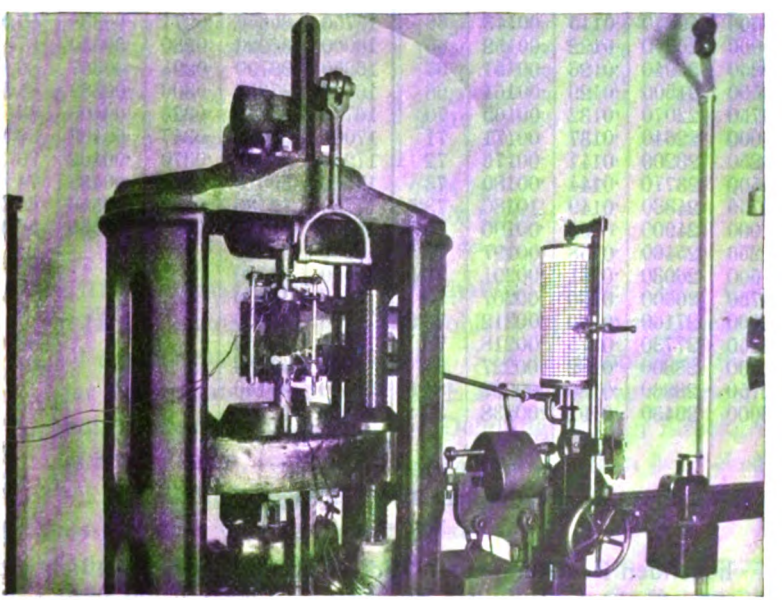


Fig. 2.

Digitized by Google

Unter den Eisenmetallen wurden untersucht:

a) Nietstahl, gewöhnlicher, warmgewalzter, weicher Siemens-Martinstahl, (Flußeisen), wie er zur Herstellung von Nieten verwendet wird. Die Elastizitätskurve dieses Stahles bricht scharf bei einer nur wenig oberhalb der Proportionalitätsgrenze

Tabelle Nr. 2.

Versuch Nr. 9, Marke A. 2. März 1912.

Material: Messing, von 1″ (25·4 mm) Durchmesser abgedreht.

Durchmesser 0·750″ (19 mm); Durchmesser in der Einschnürung 0·503″ (12·93 mm).

Dehnung der ursprünglichen Länge von 8″ (20·32 cm), 9·4%; Querkontraktion 53·8%.

Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag	Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag
0000	0000	·0000	·00000	0	13250	29990	·0196	·00245	84
1000	2260	·0012	·00015	9·5	13500	30560	·0201	·00251	85
2000	4530	·0024	·00030	23	13750	31120	·0206	·00257	86
3000	6790	·0039	·00048	34	14000	31690	·0213	·00266	86
4000	9050	·0052	·00065	40·5	14250	32260	·0218	·00272	86·5
5000	11320	·0067	·00083	47	14500	32820	·0225	·00281	86·5
6000	13580	·0081	·00101	50	14750	33390	·0233	·00291	87·5
7000	15840	·0095	·00117	53	15000	33960	·0243	·00303	87·5
7500	16980	·0101	·00126	55	15250	34520	·0251	·00313	87·5
8000	18110	·0108	·00135	59	15500	35090	·0261	·00326	87·5
8500	19240	·0115	·00143	62	15750	35650	·0271	·00338	87·5
9000	20370	·0122	·00152	65	16000	36220	·0280	·00350	87
9250	20940	·0126	·00157	67	16250	36790	·0294	·00367	86
9500	21500	·0129	·00161	68	16500	37350	·0306	·00382	84·5
9750	22070	·0132	·00165	70	16750	37920	·0323	·00403	83
10000	22640	·0137	·00171	71	17000	38480	·0347	·00433	80·5
10250	23200	·0141	·00176	72	17250	39050	·0370	·00462	78
10500	23770	·0144	·00180	73	17500	39610	·0391	·00488	74
10750	24330	·0149	·10186	73·5	17750	40180	·0437	·00546	66·5
11000	24900	·0152	·00190	73·5	18000	40750	·0508	·00635	56·5
11250	25460	·0158	·00197	73·5	18300	41420			28
11500	26030	·0161	·00201	73·5	18500	41880			12
11750	26600	·0166	·00207	73	18600	42100			1
12000	27160	·0170	·00212	73·5	18700	42330			- 7
12250	27730	·0175	·00218	78	18800	42560			-42
12500	28300	·0182	·00227	81	18900	42780			-67
12750	28860	·0186	·00232	81·5	19500	44140			
13000	29430	·0191	·00238	82	23270	52680			

1 Pfund = 0·454 kg.

1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm².

1 Zoll = 2·54 cm.

liegenden Belastung ab und die Kurve pflegt beträchtlich nach dem Überschreiten der Streckgrenze abzufallen, noch bevor die Last bis zur Höchstbeanspruchung weiter aufgebracht wird.

Digitized by Google

b) Mittelharter Stahl, warmgewalzter Siemens-Martinstahl von ungefähr 0·40% Kohlenstoff, der (75.000 Pf. pro Quadratzoll) 5270 kg Zerreißfestigkeit pro Quadratzentimeter besitzen soll. Die Elastizitätskurve zeigt eine allmähliche Abbiegung zwischen der Proportionalitätsgrenze und der Streckgrenze, und die Dehnung bei der Streckgrenze ist etwas kleiner als bei dem vorhergehenden Material.

Tabelle Nr. 3.

Versuch Nr. 21, Marke A. 16. März 1912.

Material: Nietstahl, von 1" (25·4 mm) abgedreht.

Durchmesser 0·750" (19 mm); Durchmesser an der Einschnürung 0·391" (9·93 mm).

Dehnung 32·5%, Querkontraktion 72·8%.

Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag	Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag
0000	0000	·0000	·00000	0	11000	24900	·0066	·00082	96
1000	2260	·0004	·00005	9	11500	26030	·0071	·00089	97
2000	4530	·0010	·00012	15	12000	27160	·0107	·00121	96
3000	6790	·0015	·00019	22	12100	27390	·0189	·00236	94
4000	9050	·0021	·00026	29	12000	27160	·0204	·00280	81
5000	11320	·0027	·00034	43	12000	27160	·0464	·00580	51
6000	13580	·0032	·00040	56	12100	27390	·0564	·00705	39
7000	15840	·0040	·00050	67	12200	27620	·0954	·01192	15
8000	18110	·00455	·00057	75	12150	27500	·1064	·01330	- 73
8500	19240	·00485	·00061	79	12150	27500	·1224	·01530	-100
9000	20370	·0052	·00065	84	12250	27730	·1369	·01711	-132
9500	21500	·0055	·00069	88	12450	28180	·1624	·02030	-179
10000	22640	·0058	·00072	91	20610	46650			
10500	23770	·0061	·00076	94					

1 Pfund = 0·454 kg.

1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm².

1 Zoll = 2·54 cm.

c) Chrom-Vanadiumstahl, enthaltend zirka 1·0% Chrom, 0·18% Vanadium und 0·3% Kohlenstoff, warm gewalzt, in Öl abgelöscht und nachgelassen. Bei und unmittelbar oberhalb der Elastizitätsgrenze zeigt die Elastizitätskurve ein noch allmählicheres Strecken, und die Dehnung bei der Streckgrenze ist noch kleiner, während die Differenz zwischen der Belastung bei der Elastizitätsgrenze und bei der Streckgrenze größer ist als bei dem vorhergehenden Stahl.

d) Graues Gußeisen, wie es gewöhnlich für Maschinenguß verwendet wird. Die Elastizitätskurve ist stetig, biegt allmählich ab und zeigt keine scharfen Knickungen.

Digitized by Google

Tabelle Nr. 4.

Versuch Nr. 24, Marke CVA.

Material: Chrom-Vanadium-Stahl.

Durchmesser 0·750″ (19 mm); Durchmesser an der Einschnürung 0·441″ (11·2 mm).

Dehnung 13·9%, Querkontraktion 65·4%.

Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag	Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag
0000	0000	·0000	·00000	0	29500	66770	·01805	·00226	123
1000	2260	·00045	·00006	8	30000	67910	·01830	·00229	124
2000	4530	·0011	·00014	15	30500	69040	·01860	·00232	126
4000	9050	·00235	·00029	26	31000	70170	·01900	·00238	128
7000	15840	·0043	·00054	44	31500	71300	·01935	·00242	129
10000	22640	·0062	·00078	59	32000	72430	·01955	·00244	131
13000	29430	·0080	·00100	72	32500	73560	·02000	·00250	133
16000	36220	·00985	·00123	86	33000	74700	·02040	·00255	135
16500	37350	·01025	·00128	89	33500	75830	·02065	·00258	136
17000	38480	·0105	·00131	90	34000	76960	·02090	·00261	138
17500	39610	·01075	·00134	91	34500	78090	·02125	·00266	140
18000	40750	·0111	·00139	93	35000	79220	·02150	·00269	141
18500	41880	·01135	·00142	94	35500	83360	·02190	·00274	144
19000	43010	·0117	·00146	96	36000	81490	·02230	·00279	146
19500	44140	·0120	·00150	97	36500	82620			
20000	45270	·01235	·00154	98	37000	83750	·02320	·00290	152
20500	46400			99	37500	84880	·02370	·00296	154
21000	47530	·01315	·00164	100	38000	86020	·02400	·00300	156
21500	48670	·01335	·00167	101	38500	87140	·02435	·00304	157
22000	49800	·01350	·00169	102	39000	88280	·02480	·00308	159
22500	50920	·01375	·00172	103	39500	89420	·02565	·00320	161
23000	52060	·01410	·00176	104	40000	90540	·02720	·00340	164
23500	53200	·01440	·00180	105	40250	91100	·03390	·00424	161
24000	54320	·01475	·00184	106	40500	91670	·03990	·00499	143
24500	55460	·01505	·00188	106	41000	92800	·04630	·00579	120
25000	56590	·01535	·00192	108	41500	93940	·05190	·00649	101
25500	57720	·01560	·00195	109	42000	95060	·05790	·00724	86
26000	58850	·01595	·00199	111	42500	96200	·06720	·00840	45
26500	59980	·01625	·10203	112	43000	97330	·07840	·00980	6
27000	61120	·01660	·00208	114	43500	98460	·09140	·01393	100
27500	62240	·01680	·00210	115	44000	99600	·10690	·01337	118
28000	63380	·01715	·00214	117	44500	100700	·12190	·01524	
28500	64510	·01755	·00219	119	50730	114700			
29000	65640	·01780	·00222	121					

1 Pfund = 0·454 kg.

1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm².

1 Zoll = 2·54 cm.

Unter den übrigen Metallen wurden die folgenden untersucht:

e) Kupfer für elektrische Zwecke. Das Material ist warm auf seine Querschnitts-Form gewalzt, dann kaltgezogen und gerade-

Digitized by Google

gerichtet. Es kommt gewöhnlich unter dem Namen hartgezogenes Stangenkupfer in den Handel. Die Elastizitätskurve zeigt eine allmähliche, nahezu gleichmäßige Biegung nach Überschreiten der Elastizitätsgrenze, ohne ein ausgesprochenes Knie, das den Eintritt des Fließens anzeigt, wie es der Streckgrenze beim Stahl entspricht.

Tabelle Nr. 5.

Versuch Nr. 35, Marke A.

Material: Phosphorbronze von 1" (25·4 mm) Durchmesser abgedreht.

Durchmesser 0·750" (19 mm), Durchmesser an der Einschnürung 0·346" (8·79 mm).

Dehnung 51%, Querkontraktion 78·8%.

Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag	Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag
0000	0000	·0000	·0000	0	12500	28300	·0130	·00162	125
2000	4538	·0018	·00022	38	13000	29430	·0138	·00172	129
4000	9056	·0037	·00049	48	13500	30560	·0149	·00182	133
6000	13580	·0058	·00072	93	14000	31690	·0157	·00196	137
8000	18110	·0079	·00098	78	14500	32820	·0170	·00212	140
8500	19240	·0084	·00105	84	15000	33960	·0189	·00236	143
9000	20370	·0089	·00112	88	15500	35090	·0219	·00270	145
9550	21500	·0094	·00217	63	16000	36220	·0262	·00327	146
16000	22640	·0100	·00125	100	16500	37350	·0402	·00502	131
10500	23770	0105	·00131	106	16880	38210	·0867	·01083	43
11000	24900	·0111	·00138	111	19000	38250	·1041	·01301	– 7
11500	26030	·0117	·00146	116	21560	48800	Ultimate		
12000	27160	·0124	·00155	121					

1 Pfund = 0·454 kg.
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm².
1 Zoll = 2·54 cm.

f) Rothguß, von 90% Kupfer, 10% Zink, in längliche Blöcke gegossen, dann kaltgewalzt, ausgeglüht und endlich kaltgezogen und geradegerichtet. Die Elastizitätskurve ist der des Kupfers ähnlich, besitzt aber ein etwas ausgesprocheneres Knie oberhalb der Elastizitätsgrenze.

g) Messing, von 64% Kupfer, 35% Zink und 1% Blei, kaltgewalzt und dann kaltgezogen und geradegerichtet. Hier zeigt die Elastizitäskurve ein noch stärker ausgeprägtes Knie oberhalb der Elastizitätsgrenze als bei der Bronze.

h) Phosphorbronze von 96% Kupfer, 4% Zinn und zirka 0·2% Phosphor, kalt auf Querschnitts-Form gewalzt, dann

Digitized by Google

gezogen und geradegerichtet. Die Elastizitätskurve ist der des Messings gleich, doch ist das Knie noch stärker ausgebildet.

i) Manganbronze, enthaltend 58% Kupfer, 40% Zinn, 1% Eisen und 0·1% Mangan. Diese Legierung wurde in Stangen von 38·1 mm Durchmesser gegossen, die dann auf die Dimensionen des Versuchsstabes abgedreht wurden. Die Elastizitätskurve ist der des hartgezogenen Kupfers ganz ähnlich.

Tabelle Nr. 6.

Versuch Nr. 39, Marke S. H., gewalzt.
Material: Mittlerer Stahl.
Durchmesser 0·750″ (19 mm), Durchmesser an der Einschnürung 0·617″ (15·67 mm).
Dehnung 18·4%, Querkontraktion 32·4%.

Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag	Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag
0000	0000	·0000	·0000	0	15500	35090	·0101	·00129	177
2000	4530	·0007	·00008	53	16000	39220	·0112	·00140	182
4000	9050	·0018	·00022	80	16500	37350	·0126	·00157	186
6000	13584	·0036	·00037	102	17000	38480	·0141	·00176	189
8000	18110	·0043	·00053	121	17500	39610	·0179	·00223	192
9000	20370	·0050	·00062	127	18000	40750	·0255	·00332	193
9500	21500	·0053	·00066	130	18500	41880	·0433	·00541	115
10000	22640	·0056	·00070	135	19000	43010	·0493	·00616	95
10500	23770	·0060	·00075	139	19500	44140	·0549	·00686	87
11000	24900	·0063	·00078	142	20000	45270	·0609	·00761	78
11500	26030	·0066	·00082	149	20500	49400	·0673	·00841	66
12000	27160	·0069	·00085	149	21000	47530	·0741	·00946	55
12500	28300	·0073	·00091	153	21500	38670	·0806	·01007	41
13000	29430	·0076	·00095	157	22000	49800	·0881	·01101	26
13500	30560	·0080	·00100	160	22000	50920	·0946	·01182	10
14000	31690	·0084	·00105	163	23000	52060	·1021	·01276	- 4
18900	32820	·0089	·05111	168	23100	53200	·1091	·01393	-23
15000	33960	·0095	·00118	173	38730	87670	Ultimate		

1 Pfund = 0·454 kg.
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm².
1 Zoll = 2·54 cm.

Aus dem vorhergehenden ist ersichtlich, daß Versuche an einem Material mit und ohne scharf ausgesprochener Streckgrenze vorgenommen wurden, die sich als ein scharfer Wendepunkt der Elastizitätskurve darstellt, und an Materialien mit stetiger Elastizitätskurve und verschieden großen Dehnungen oberhalb der Elastizitätsgrenze. Theoretisch sollte die thermoelektrische Kurve genau den

Digitized by Google

Änderungen der Elastizitätskurve folgen, und durch den charakteristischen Verlauf der Elastizitätskurve war die Möglichkeit gegeben, die Zulässigkeit der thermoelektrischen Messung der Zugspannung als Prüfmethode festzulegen unter Rücksichtnahme auf die unbestimmbaren und unkontrollierbaren äußeren Einflüsse.

Tabelle Nr. 7.

Versuch Nr. 40, Marke Br. 90/10. 3. Mai 1912.

Material: Rotguß, von 25·4 mm abgedreht.

Durchmesser 0·750″ (19 mm); Durchmesser an der Einschnürung 0·365″ (9·27 mm).

Dehnung 9·5%, Querkontraktion 76·3%.

Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag	Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag
0000	000	·00000	·0000	0	12500	28300	·0155	00193	157
1000	2260	·00080	00010	42	13000	29430	·0163	·00203	160
2000	4530	·00170	·00021	5	13500	30560	·0173	·00216	163
3000	6730	·00280	·00035	74	14000	31690	·0183	·00227	166
4000	9050	·00380	·00047	88	14500	32820	·0192	·00240	171
4500	10190	·00440	·00055	97	15000	33960	·0202	·00252	175
5000	11320	·00590	·00062	108	15500	35090	·0213	·00266	179
5500	12450	·00560	·00070	116	16000	36220	·0233	·00291	180
6000	13580	·0062	·00077	121	17500	37350	·0239	·00298	180
6500	14710	·0068	·00085	125	17000	38480	·0254	·00317	180
7000	15840	·0075	·00093	130	17500	39610	·0269	·00336	181
7500	16980	·0085	·00106	134	18000	40750	·0284	·00355	182
8000	18110	·0091	·00112	139	18500	41880	·0300	·00375	184
8500	19240	·0097	·00121	138	19000	43010	·0321	·00401	185
9000	20370	·0103	·00128	139	19500	44140	·0348	·00435	185
9500	21500	·0110	·00132	140	20000	45270	0377	·00571	188
10000	22640	·0117	·00149	103	20500	86400	·0412	·00515	192
10500	23770	·0125	·00256	145	21000	47530	·0467	·00583	195
11000	24900	·0131	·00166	147	21400	48440	0575	·00718	190
11500	27030	·0139	·00173	150	21500	48670	0658	·00822	180
12000	27160	·0147	·00183	155	21530	48730	·1415	·01781	85 Ut.

1 Pfund = 0·454 kg.

1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm².

1 Zoll = 2·54 cm.

Im Anhang sind die Daten für die Kurven der Dehnungs- und der thermoelektrischen Messung an 41 Versuchsstücken angegeben, nebst näheren Angaben über das Material, und zwar die Dehnung für (8 Zoll) 203·1 mm Länge, die Querschnittskontraktion in Prozenten und des Interesses halber die Zerreißfestigkeit solcher Versuchsstücke, die bis zum Zerreißen untersucht worden sind. Die Elastizitätsgrenzen und Elastizitätsmoduli sind aus den Kurven zu entnehmen.

Digitized by Google

Eine Prüfung der Daten zeigt, daß die Proportionalitätsgrenze bei den zwei Methoden nicht übereinstimmt; die Abbiegung tritt in der thermischen Kurve immer bei einer höheren Zugspannung auf als bei der durch den Dehnungsmesser angegebenen Elastizitätskurve. Einige Kurven zeigen sehr merkwürdige Eigenschaften, die

Tabelle Nr. 8.

Versuch Nr. 46, Marke CI-A. 7. Mai 1912.
Material: Gußeisen.

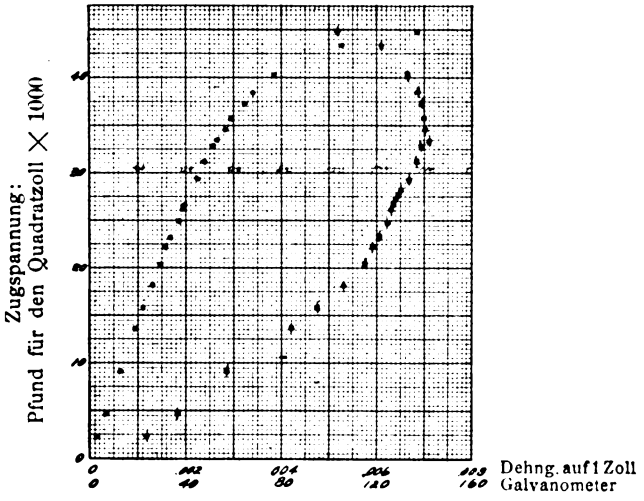
Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag	Belastung in Pfund	Belastung f. d. Quadratzoll	Dehnung in Zoll	Dehnung pro Längeneinheit	Galvanometerausschlag
00	000	·000	000	0	7000	8910	·0082	·00102	77
500	640	·00035	·00004	25	7500	9550	·00915	·00114	77·5
1000	1270	·0007	·00009	34	8000	10190	·0100	·00125	78
1500	1910	·0011	·00014	44	8500	17820	·01095	·00137	80·5
2000	2550	·0016	·0002	46	9000	11460	·0122	·00152	83
2500	3180	·0021	·00026	48·5	9500	12100	·0136	·0017	83
3000	3820	·0027	·00034	50·5	10000	12730	·0149	·00186	83
3500	4460	·0034	·00045	53	10500	13370	·0167	·00209	83
4000	1090	·0040	·0005	59	11000	14010	·0185	·00231	81
4500	5730	·0046	·00058	92·5	11500	14640	·0208	·0026	78
5000	6370	·0053	·00066	64·5	12000	15280	·0236	·00295	75
5500	7000	·00595	·00074	67	12500	15920	·0272	·0034	71·5
6000	7640	·0065	·00081	70·5	13000	16550	·0315	·00394	69
6500	8280	·00735	00092	74·5	13070	16650	Uhr steht.		

1 Pfund = 0·454 kg.
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm².
1 Zoll = 2·54 cm.

noch ungeklärt sind und welche kaum der Versuchsmethode zugeschrieben werden können, da ja alle Versuche unter den gleichen Bedingungen und in gleichmäßiger Art vorgenommen wurden. Immerhin aber zeigt sich, daß in keinem Falle die von Turner angegebene gerade Linie bei den thermischen Elastizitätskurven unter der Elastizitätsgrenze erhalten wird.

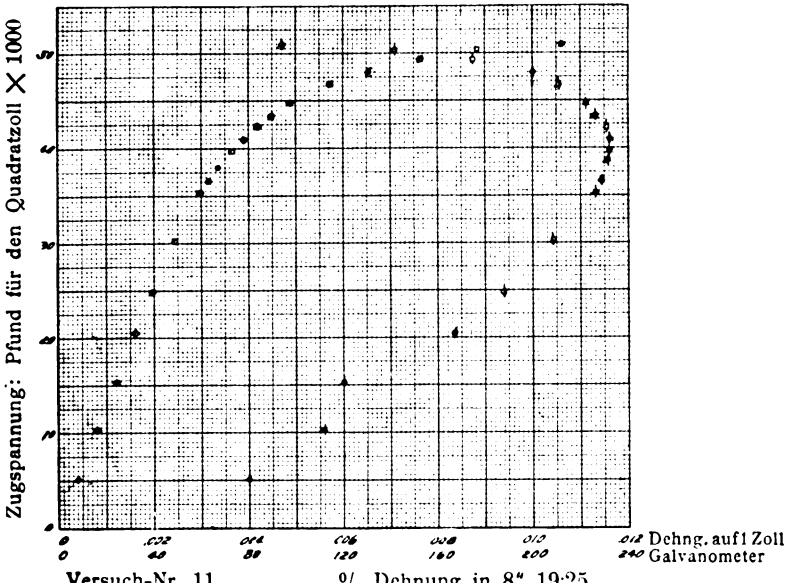
Die Untersuchung ist keineswegs vollständig. Bevor wir sie jedoch fortsetzen, wünschen wir sie den Mitgliedern dieser Vereinigung zur Besprechung und Auslegung vorzulegen, in der Hoffnung, daß eine eingehende Diskussion es den Autoren, bevor sie ihre Arbeiten fortsetzen, ermöglichen soll, alle Bedingungen auszuschalten, welche die Veranlassung zu manchen Eigentümlichkeiten in der Kurvenform gegeben haben.

Digitized by Google



Versuch-Nr. 10
Marke BB
Material: Messing
Dm. 0·750″ abgedreht von 1″

% Dehnung in 8″ 26·5
% Einschnürung 53·6
Zerreißfestigkeit 55.480

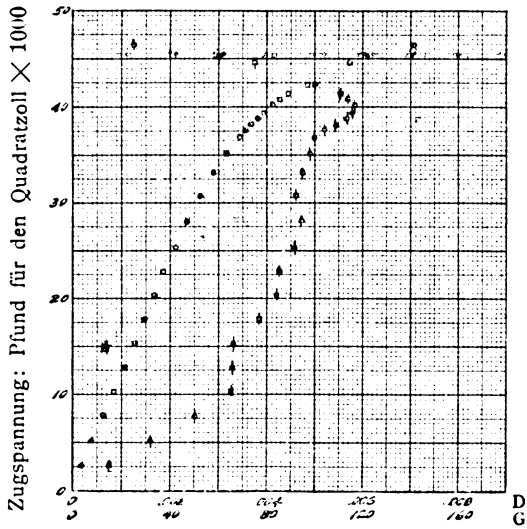


Versuch-Nr. 11
Marke BB
Material: Messing
Dm. 0·997″

% Dehnung in 8″ 19·25
% Einschnürung 26·2
Zerreißfestigkeit 58.390

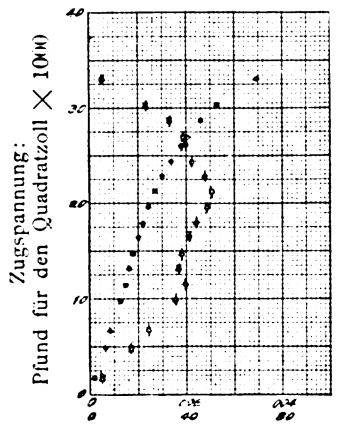
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



Versuch-Nr. 13
Marke A A
Material: Messing

Dm. 1·00″
Zerreißfestigkeit (nicht gebrochen)

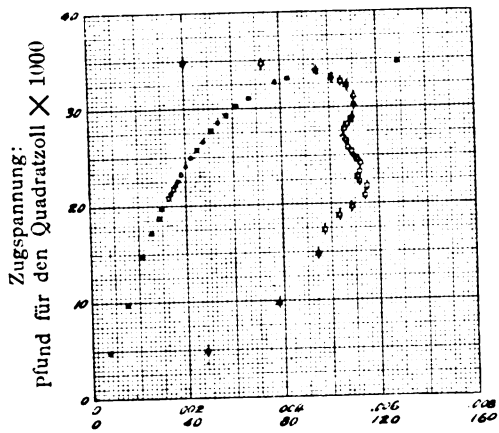


Versuch-Nr. 14
Marke A A
Material: Kupfer
Dm. 1·25″ abgedreht von 1·5″

% Dehnung in 8″ 29·8
% Einschnürung 62·7
Zerreißfestigkeit 36.040

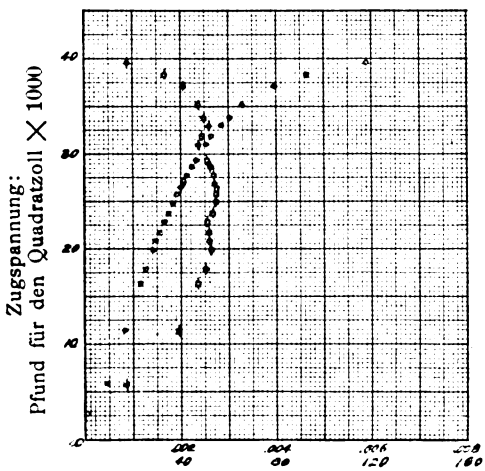
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



Versuch-Nr. 17
Marke A A
Material: Kupfer
Dm. 1·25″ abgedreht von 15″

% Dehnung in 8″ 28·1
% Einschnürung 62·7
Zerreißfestigkeit 35.530

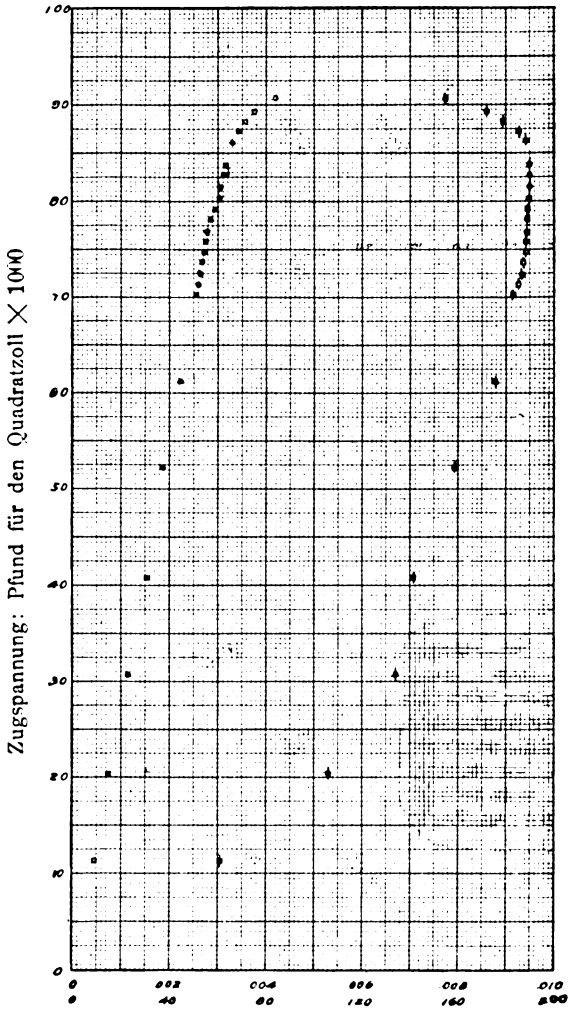


Versuch-Nr. 18
Marke A A
Material: Messing
Dm. 1·25″ abgedreht von 1·5″

% Dehnung in 8″ 30·9
% Einschnürung 39·4
Zerreißfestigkeit 51.760

1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google

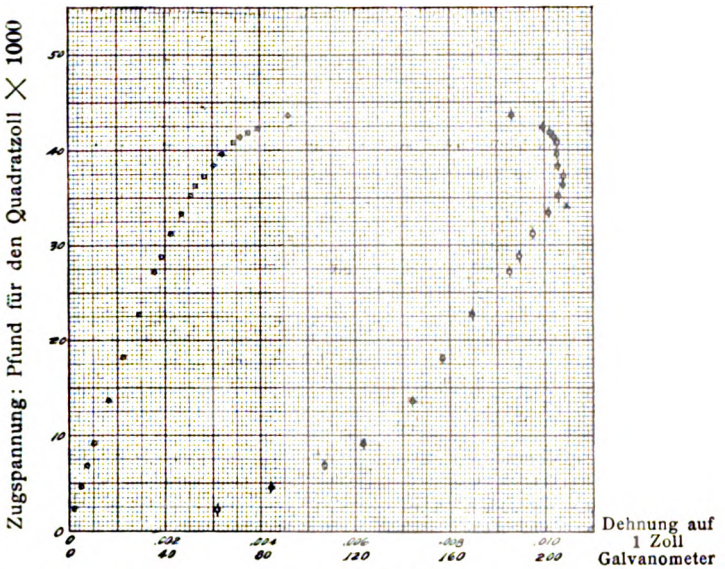


Versuch-Nr. 19
Marke CVA
Material: Chrome-Vanadium Stahl

Dm. 0·750″ abgedreht von 1″
% Dehnung in 8″ 12·5
% Einschnürung 65·1
Zerreißfestigkeit 113.200

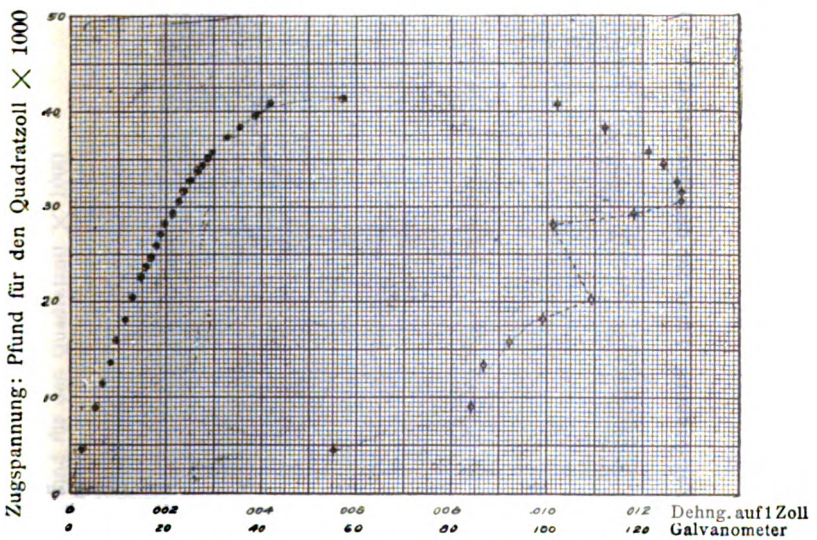
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



Versuch-Nr. 1
Marke A
Material: Kupfer

Dm. 0·750″
Zerreißfestigkeit (nicht gebrochen)

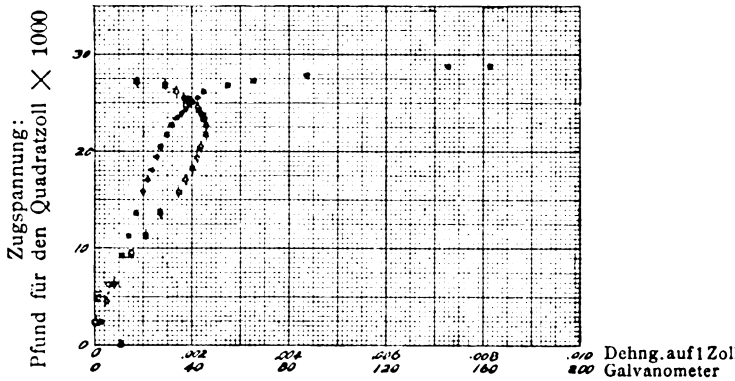


Versuch-Nr. 2
Marke A
Material: Kupfer
Dm. 0·750″ abgedreht von 1″

% Dehnung in 8″ 9·38
% Einschnürung 52·4
Zerreißfestigkeit 42.440

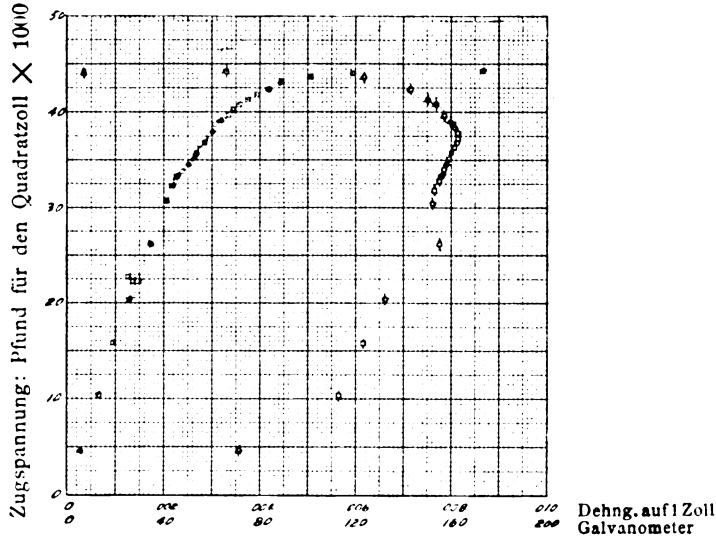
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



Versuch-Nr. 4
Marke A
Material: Messing
Dm. 0·749″

% Dehnung in 8″ 35·5
% Einschnürung 37·2
Zerreißfestigkeit 48.050

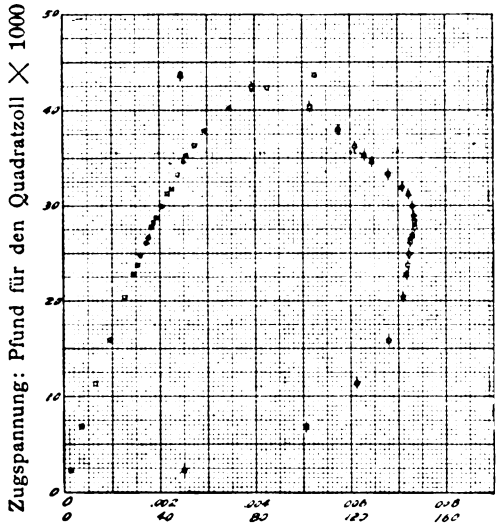


Versuch-Nr. 5
Marke A
Material: Kupfer

Dm. 0·752″
Zerreißfestigkeit (nicht gebrochen)

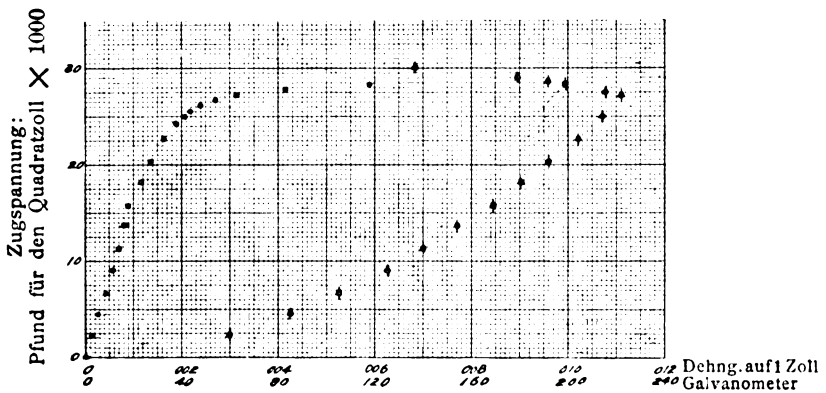
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



Versuch-Nr. 6
Marke A
Material: Kupfer
Dm. 0·752″

% Dehnung in 8″ 18·8
% Einschnürung 56·0
Zerreißfestigkeit 44.340

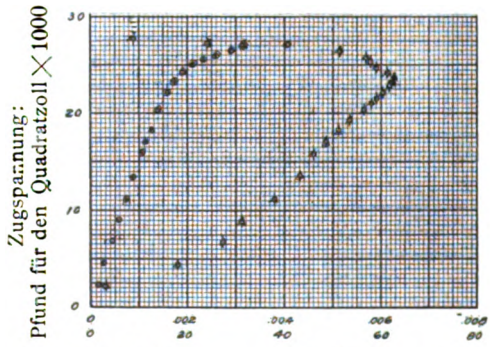


Versuch-Nr. 7
Marke A
Material: Messing
Dm. 0·749″

% Dehnung in 8″ 34·6
% Einschnürung 29·0
Zerreißfestigkeit 47.600

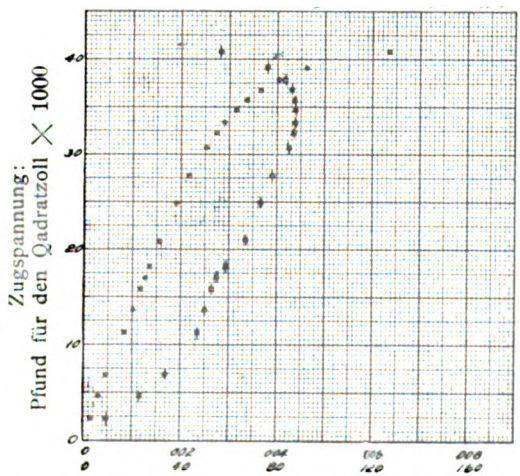
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



Versuch-Nr. 8
Marke A
Material: Messing
Dm. 0·750″

% Dehnung in 8″ 34·1
% Einschnürung 40·2
Zerreißfestigkeit 47.630

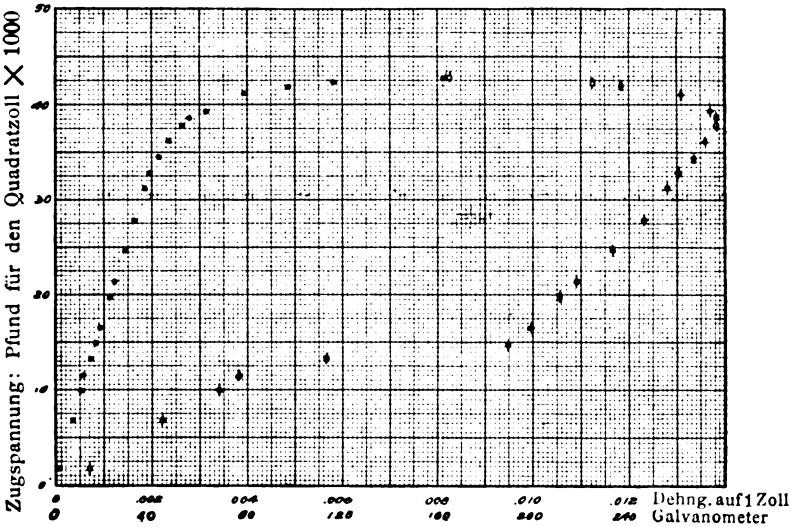


Versuch-Nr. 9
Marke A
Material: Messing
Dm. 0·750″ abgedreht von 1″

% Dehnung in 8″ 28·8
% Einschnürung 53·8
Zerreißfestigkeit 52.680

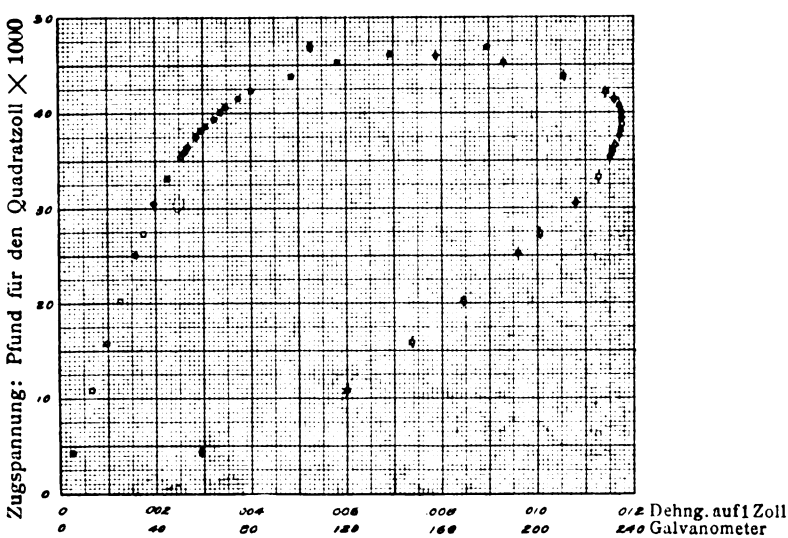
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



Versuch-Nr. 27
Marke Phos Br B
Material: Phosphor Bronze
Dm. 1·246″ abgedreht von 1·50″

% Dehnung in 8″ 51·9″
% Einschnürung 69·5
Zerreißfestigkeit 52.690

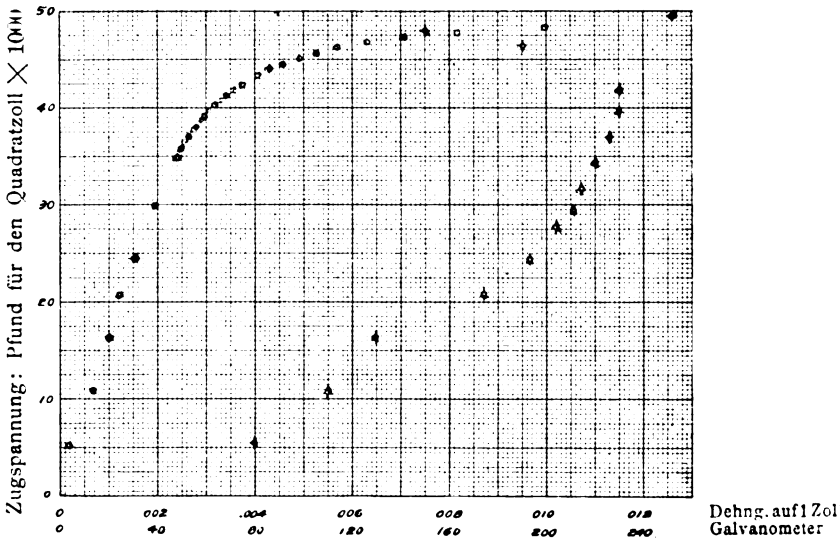


Versuch-Nr. 28
Marke Phos Br A
Material: Phosphor Bronze

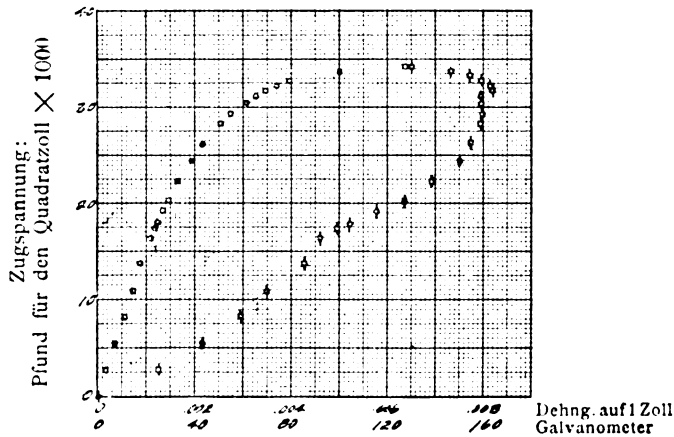
Dm. 1·53″
Zerreißfestigkeit (nicht gebrochen)

1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



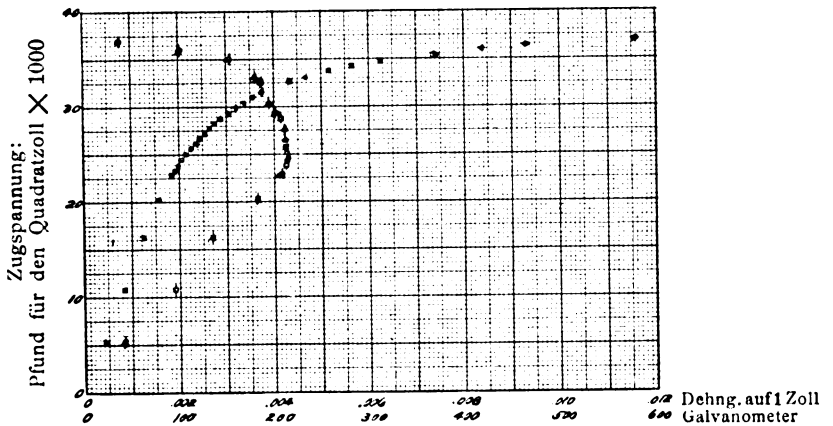
Versuch-Nr. 29 Dm. 1·50″
Marke Phos Br B Zerreißfestigkeit (nicht gebrochen)
Material: Phosphor Bronze



Versuch-Nr. 30 Dm. 1·50″
Marke A Zerreißfestigkeit (nicht gebrochen)
Material: Kupfer

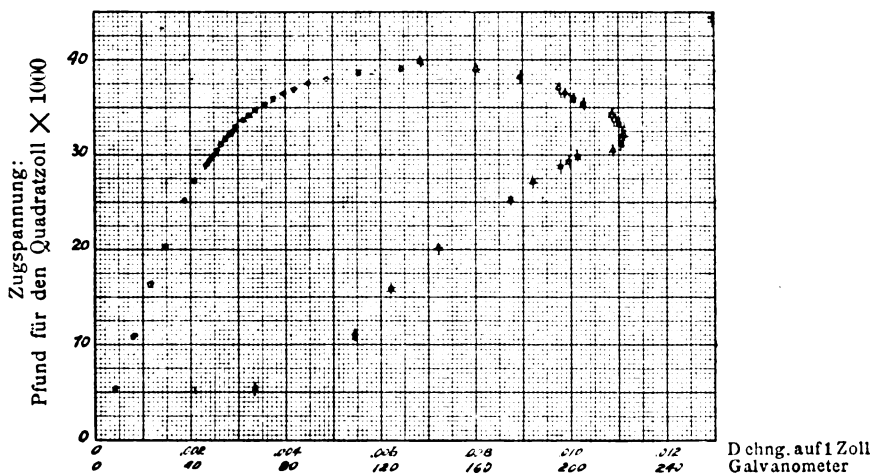
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



Versuch-Nr. 31
Marke B
Material: Messing

Dm. 1·50"
Zerreißfestigkeit (nicht gebrochen)

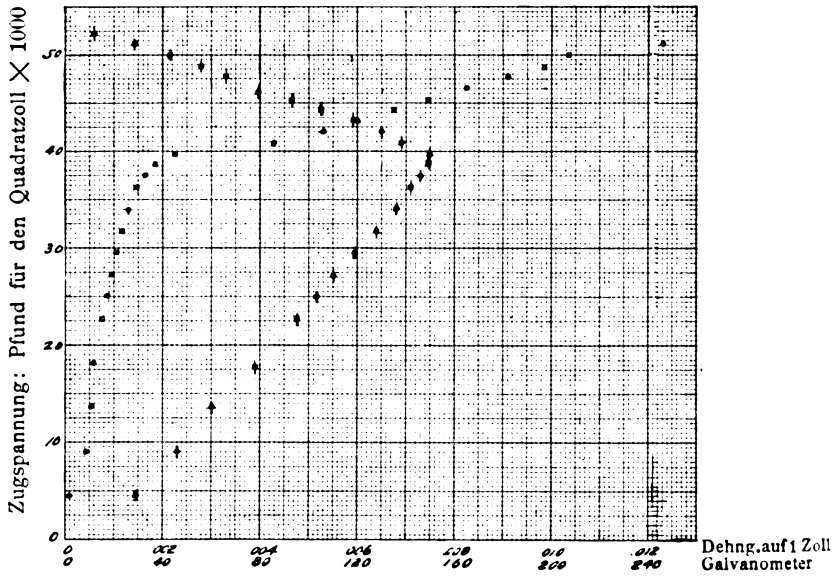


Versuch-Nr. 32
Marke A A

Material: Messing
Dm. 1·50"

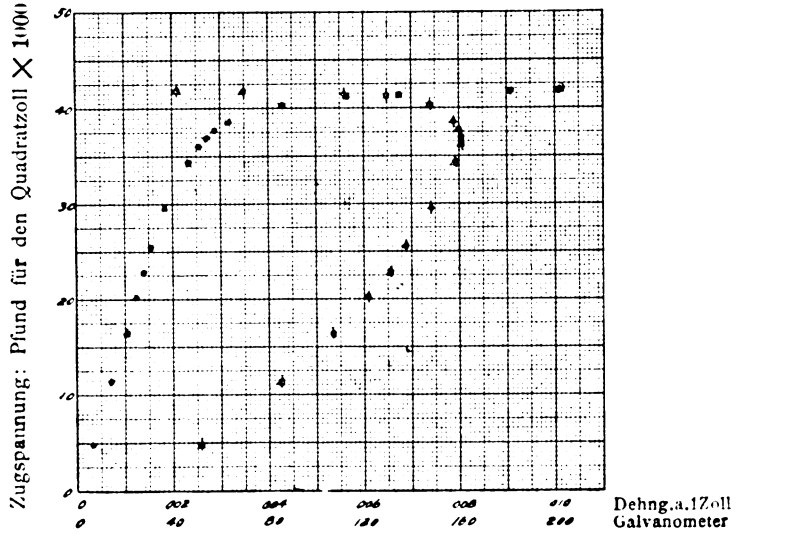
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



Versuch Nr. 25
Marke S H
Material: Mittlerer Stahl
Dm. 0·749″ abgedreht von 1″

% Dehnung in 8″ 16·5
% Einschnürung 33·6
Zerreißfestigkeit 88.880

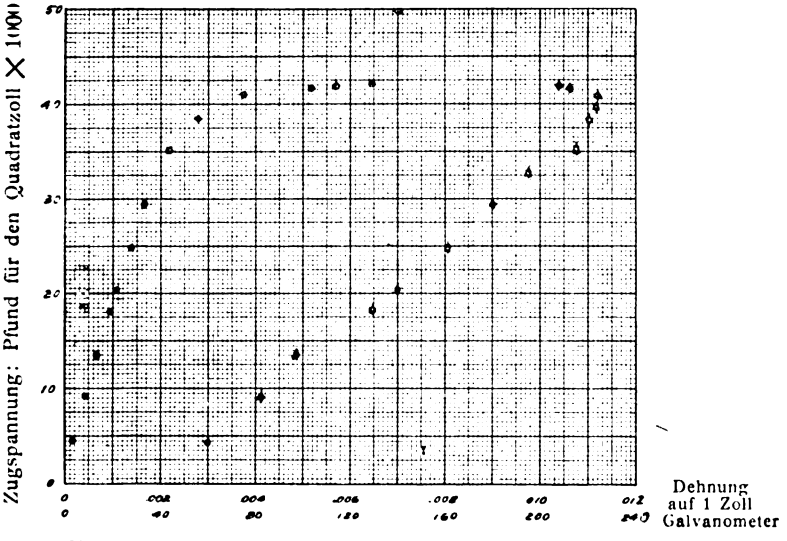


Versuch Nr. 26
Marke Phos Br A
Material: Phosphor Bronze
Dm. 1·246″ abgedreht von 1·50″

% Dehnung in 8″ 51·25
% Einschnürung 68·8
Zerreißfestigkeit 52.310

1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



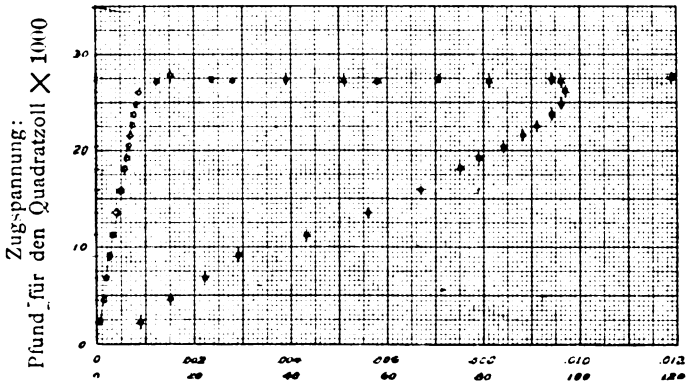
Versuch-Nr. 36
Marke Phos Br B
Material: Phosphor Bronze
Dm. 0·750″ abgedreht von 1″

% Dehnung in 8″ 48·25
% Einschnürung 78·0
Zerreißfestigkeit 51.950

1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

**

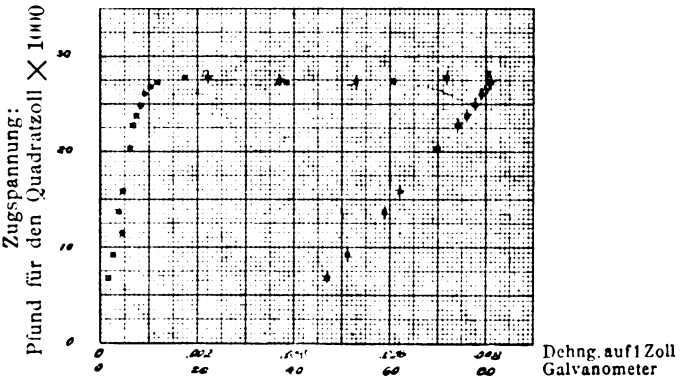
Digitized by Google



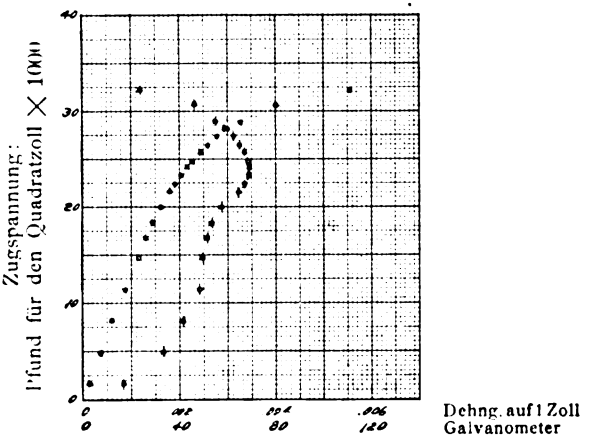
Versuch-Nr. 21
Marke Rivet A
Material: Nietstahl
Dm. 0·750" abgedreht von 1"

% Dehnung in 8" 32·5
% Einschnürung 72·8
Zerreißfestigkeit 46.650

Versuch-Nr. 22
Marke Rivet A
Material: Nietstahl
Dm. 0·750" abgedreht von 1"
% Dehnung in 8" 33·3
% Einschnürung 72·3
Zerreißfestigkeit 46.470

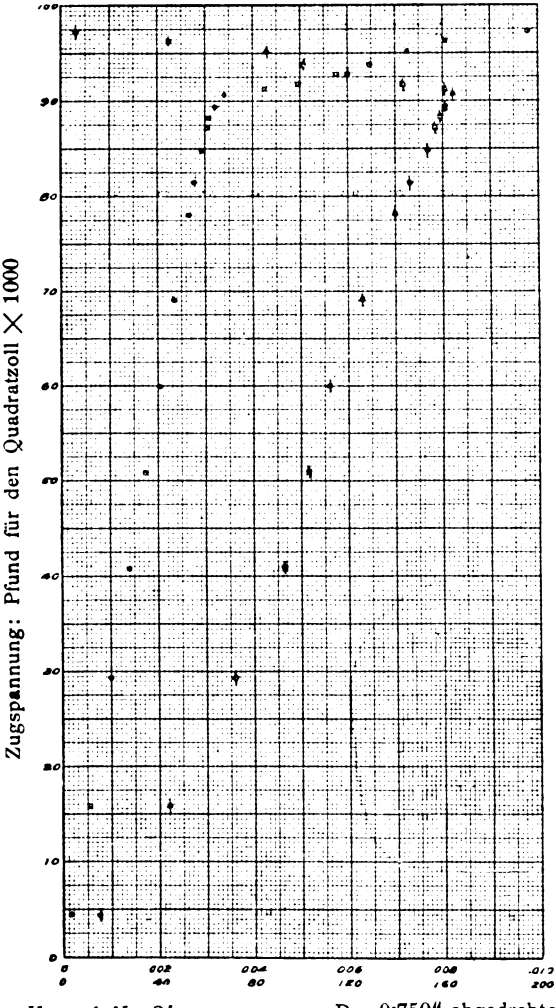


Versuch-Nr. 23
Marke B
Material: Messing
Dm. 1·25" abgedreht von 1·5"
% Dehnung in 8" 30·25
% Einschnürung 32·8
Zerreißfestigkeit 46.580



1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google

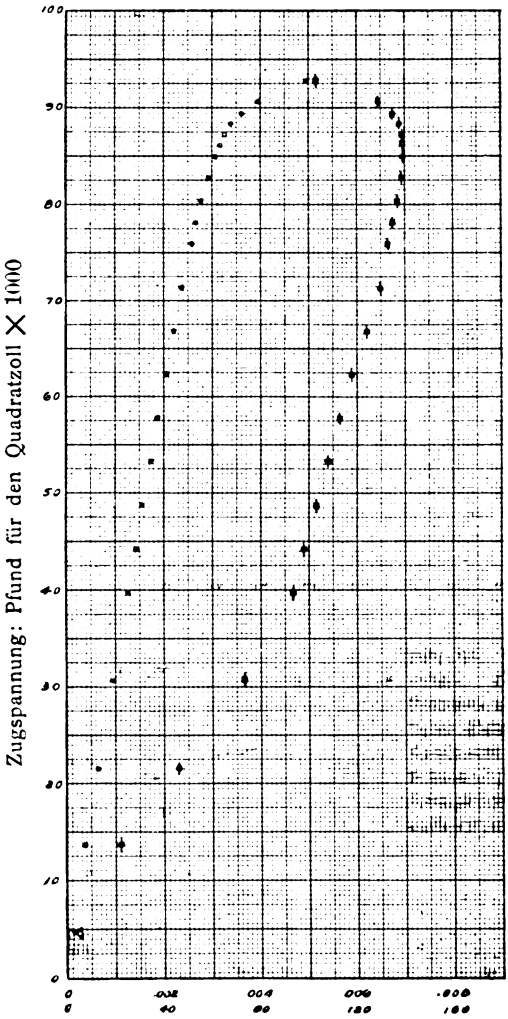


Versuch-Nr. 24
Marke CVA
Material: Chrome-Vanadium Stahl

Dm. 0·750″ abgedreht von 1″
% Dehnung in 8″ 13·9
% Einschnürung 65·4
Zerreißfestigkeit 114.700

1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google

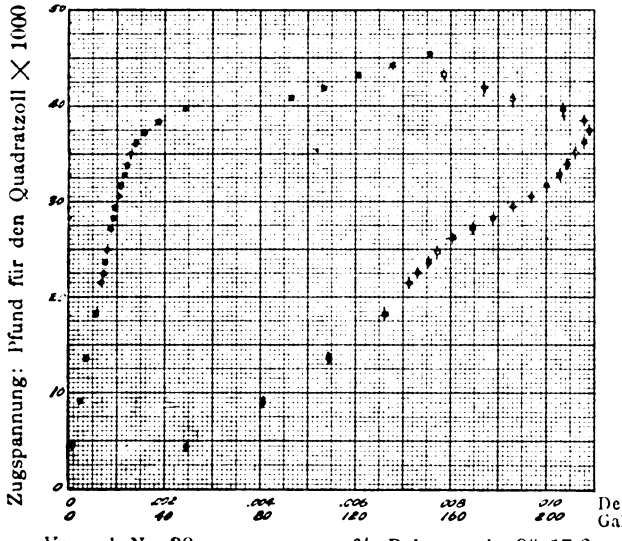


Versuch-Nr. 37
Marke CVA.
Material: Chrome-Vanadium Stahl

Dm. 0·750" abgedreht von 1"
% Dehnung in 8" 13·6
% Einschnürung 63·8
Zerreißfestigkeit 114.740

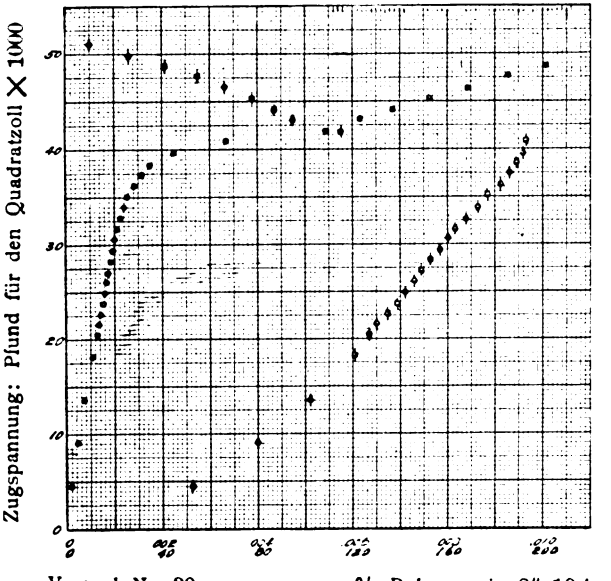
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



Versuch-Nr. 38
Marke S H Rolled
Material: Mittlerer Stahl
Dm. 0·750" abgedreht von 1"

% Dehnung in 8" 17·6
% Einschnürung 31·7
Zerreißfestigkeit 86.870

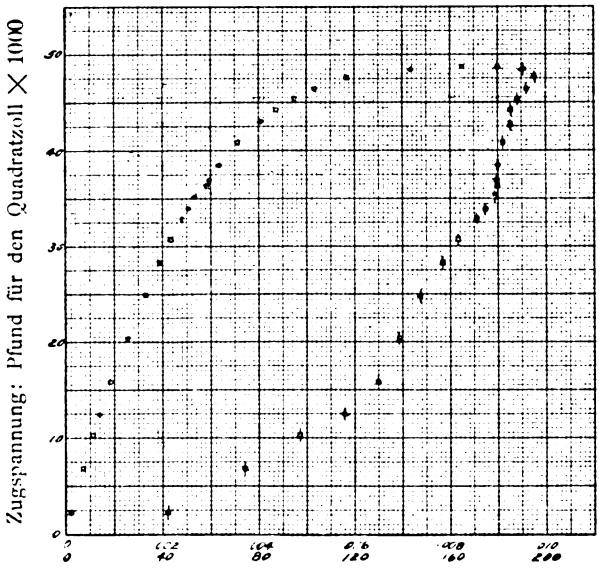


Versuch-Nr. 39
Marke S H Rolled
Material: Mittlerer Stahl
Dm. 0·750" abgedreht von 1"

% Dehnung in 8" 18·4
% Einschnürung 32·4
Zerreißfestigkeit 87.670

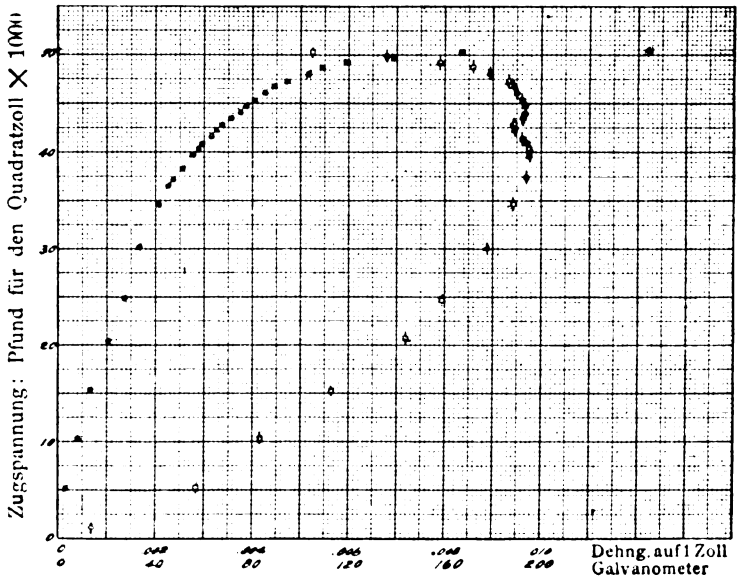
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



Versuch-Nr. 40
Marke Br 90/10
Material: Rotguß
Dm. 0·750″ abgedreht von 1″

% Dehnung in 8″ 9·5
% Einschnürung 76·3
Zerreißfestigkeit 48,730

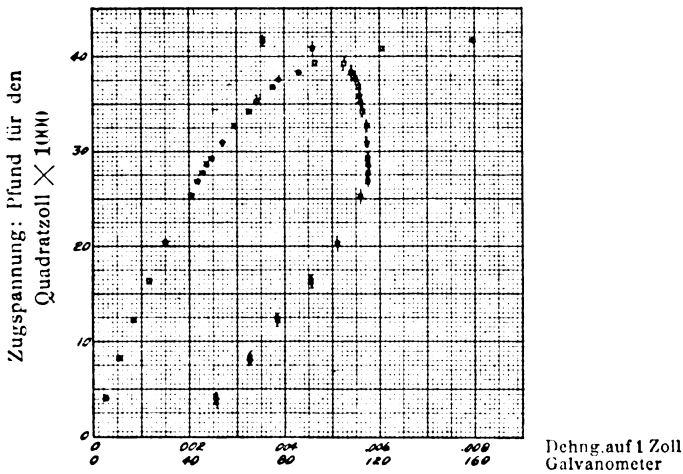


Versuch-Nr. 41
Marke Br A 90/10
Material: Rotguß

Dm. 0·997″
Zerreißfestigkeit (nicht gebrochen)

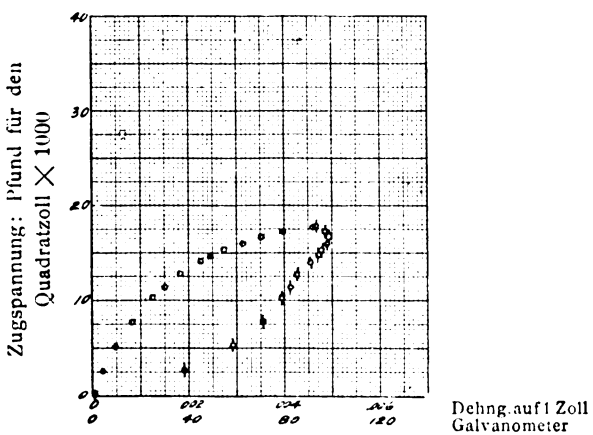
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



Versuch-Nr. 45
Marke Br 90/10
Material: Rotguß
Dm. 1·25″ abgedreht von 1·5″

% Dehnung in 8″ 17·5
% Einschnürung 52·3
Zerreißfestigkeit 42.840



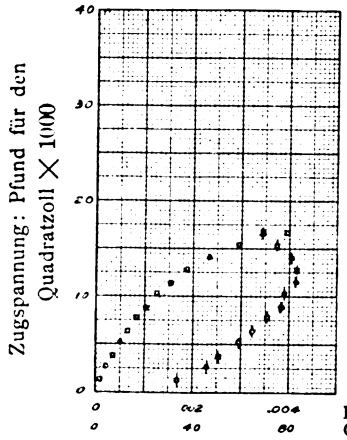
Versuch Nr. 46
Marke C I-A
Material: Gußeisen

Dm. 1·00″
Zerreißfestigkeit 16.650

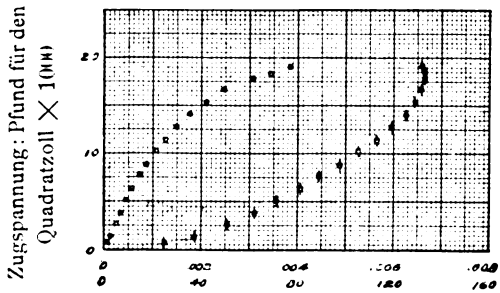
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

***

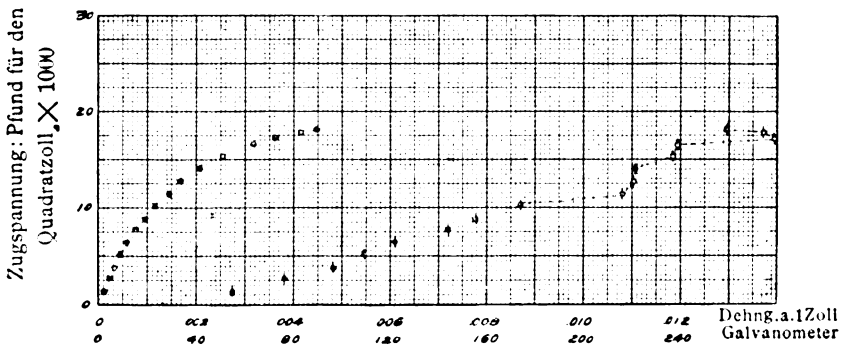
Digitized by Google



Versuch Nr. 47 Dm. 1·00"
Marke C I-B Zerreißfestigkeit 17.760
Material: Gußeisen



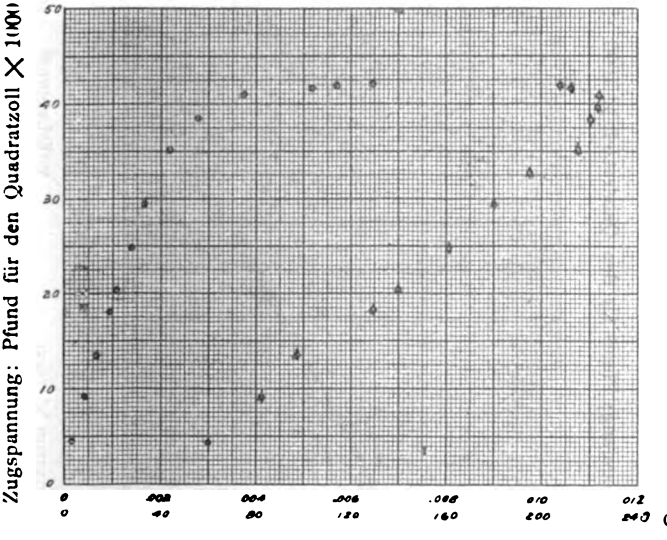
Versuch Nr. 48 Dm. 1·00"
Marke C I-C Zerreißfestigkeit 19.100
Material: Gußeisen



Versuch Nr. 49 Dm. 1·00"
Marke C I-D Zerreißfestigkeit 18.090
Material: Gußeisen

1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google



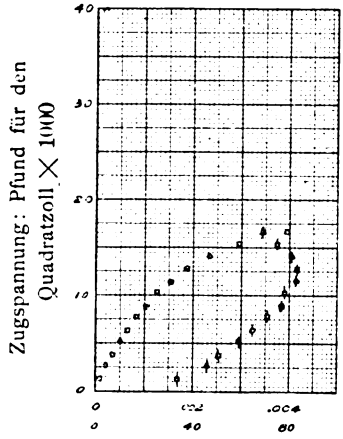
Versuch-Nr. 36
Marke Phos Br B
Material: Phosphor Bronze
Dm. 0·750″ abgedreht von 1″

% Dehnung in 8″ 48·25
% Einschnürung 78·0
Zerreißfestigkeit 51.950

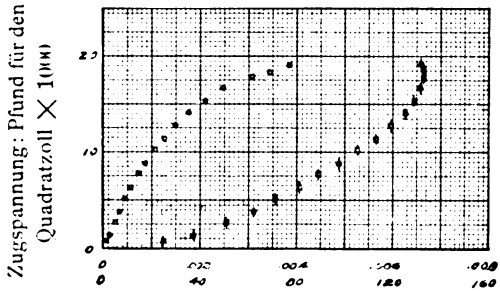
1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

**

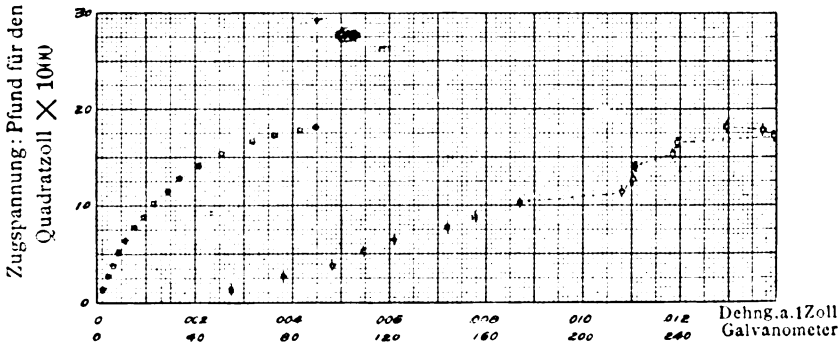
Digitized by Google



Versuch Nr. 47 Dm. 1·00″
Marke C I-B Zerreißfestigkeit 17.760
Material: Gußeisen



Versuch Nr. 48 Dm. 1·00″
Marke C I-C Zerreißfestigkeit 19.100
Material: Gußeisen



Versuch Nr. 49 Dm. 1·00″
Marke C I-D Zerreißfestigkeit 18.090
Material: Gußeisen

1 Pfund für den Quadratzoll = 0·0703 kg/cm². 1 Zoll = 2·54 cm.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

X1

VERFAHREN ZUR SCHNELLBESTIMMUNG DES KOHLENSTOFFGEHALTES VON FLUSSEISEN, STAHL, GUSSEISEN UND FERROLEGIERUNGEN.

Von **H. de Nolly,**

Betriebschef der „Compagnie des Forges et Aciéries de la Marine et d'Homécourt", St. Chamond.

(Übersetzt von J. Lamort in Aachen.)

Angestrebter Zweck des Verfahrens.

Es ist versucht worden, eine Methode der Kohlenstoffbestimmung zu finden, welche hinreichend genau ist, um die augenblicklich in den Laboratorien üblichen Methoden zu ersetzen, und zu gleicher Zeit schnell genug verläuft, um ein metallurgisches Verfahren im Martin- oder Elektro-Ofen verfolgen zu können: Die Bestimmungsmethode, welche wir beschreiben wollen, besitzt die allgemeine Anwendbarkeit und die Genauigkeit der Kohlenstoffbestimmungen auf trockenem Wege, während es an Schnelligkeit das „Kolorimetrische Verfahren von Eggertz" übertrifft.

Prinzip des Verfahrens.

Es besteht in einer Verbrennung des Metalls inmitten eines abgegrenzten Volumens reinen Sauerstoffes, wobei eine Zündung auf elektrischem Wege bewirkt wird, dann in einer Absorption der von der Oxydation des Kohlenstoffes herrührenden Kohlensäure durch eine bekannte Menge alkalischer Lösung, welche sich in demselben Gefäß befindet, wo die Verbrennung vor sich geht, schließlich in einer Bestimmung des Überschusses an freiem Alkali vermittels Schwefelsäure bekannter Konzentration in Gegenwart von Phenolphtaleïn als Indikator.

Digitized by Google

Die folgenden zwei Gleichungen geben den Verlauf der Reaktionen an:

$$\begin{cases} 4\,NaOH + 2\,CO_2 = 2\,Na_2CO_3 + 2\,H_2O \\ 2\,Na_2CO_3 + H_2SO_4 = 2\,NaHCO_3 + Na_2SO_4 \end{cases}$$

Nötige Reagentien.

I. Absorbierende Lösung:

$$\begin{cases} NaOH = 4\ g \\ Wasser = 1000\ cm^3. \end{cases}$$

II. Indikator:

$$\begin{cases} Phenolphtaleïn = 1\ g \\ 90^0\ Alkohol = 100\ cm^3. \end{cases}$$

III. Titrierte schwefelsaure Lösung:

$$\begin{cases} H_2SO_4 = 4083\ g \\ Wasser = \text{genügende Menge zur Auffüllung auf einen Liter.} \end{cases}$$

Die Lösung enthält 3·333 g SO_3 pro Liter, und 1 cm^3 entspricht 1 Milligramm C.

SO_3 wird sehr genau als $BaSO_4$ bestimmt. (Vermittels $BaCl_2$.)

Beschreibung der Apparatur.

Der Apparat besteht in der Hauptsache:

1. Aus einem konischen Kolben oder einem zylindrischen Gefäße von zirka einem Liter Inhalt (aus Jenaer Glas), mit weitem Halse, verschlossen durch einen Kautschukpfropfen mit drei Öffnungen; letztere sind durchdrungen von zwei Kupferdrähten, welche die Elektroden der Zündung tragen, sowie von einem Rohr (gleichfalls aus Kupfer), das dazu dient, den zur Verbrennung benötigten Sauerstoff bis oberhalb eines Asbestschälchens mit dem zu analysierenden Metall einzuleiten; obiges Schälchen wird durch eine gekrümmte Kupferstange geführt, welche vermittels Kulisse und Druckschraube (eine vertikale Einstellung ermöglichend) am Sauerstoffzuleitungsrohr befestigt ist.

2. Aus einem Behälter, der Sauerstoff unter einem Drucke von 30—40 cm^3 Wasser enthält und dazu bestimmt ist, einen ungefähr konstanten Druck und eine stark oxydierende Atmosphäre im Verbrennungsraume zu unterhalten, während er, Schritt haltend mit dessen Verschwinden, den durch die Reaktion verbrauchten

Digitized by Google

Sauerstoff ersetzt. Das Wasser obigen Behälters muß mit etwas Kalilauge versetzt sein, um den Sauerstoff von etwaigen Spuren von Kohlensäure, welche er enthalten könnte, zu befreien.

3. Aus einem kleinen Kolben, welcher zwischem dem Sauerstoffbehälter und das zur Verbrennung benutzte Gefäß geschaltet und durch Kautschukschläuche mit beiden verbunden ist; der Kolben enthält eine geringe Menge Quecksilber, durch welches der Sauerstoff vermittels eines Tauchrohres geleitet wird, um aus einem Gefäß ins andere zu gelangen.

Diese Einrichtung hat den Zweck, das Rücktreten von Gasen in den Sauerstoffbehälter für den Fall zu verhüten, daß eine zu lebhafte Verbrennung einen Überdruck im Verbrennungskolben hervorbringen sollte.

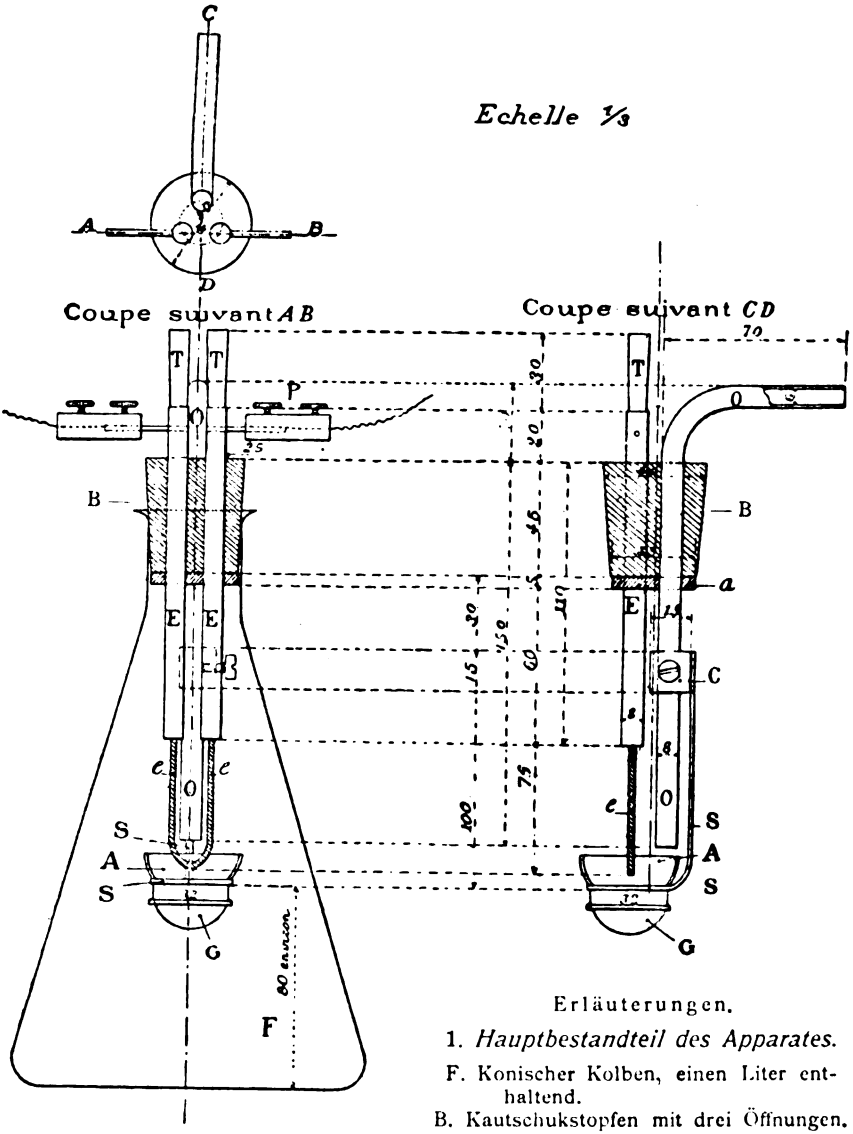
Die Muscheln, welche zur Aufnahme der zu verbrennenden Substanz dienen, können sehr ökonomisch hergestellt werden durch Austiefen von Scheiben von 50 mm Durchmesser (aus Asbestpapier von 1—2 mm Dicke geschnitten). Dieses Austiefen kann auf sehr einfache Weise durch Einpressen des leicht angefeuchteten Scheibchens in einen Stahlring von 30 mm inneren Durchmesser vermittels eines Bronzestempels von 25 mm äußeren Durchmesser geschehen. Die Muscheln werden sodann im Muffelofen während mehrerer Stunden stark geglüht, um die organischen Substanzen zu zerstören und die Karbonate, welche der Asbest enthalten könnte, zu zersetzen.

Gang des Verfahrens.

Man beschickt die Asbestmuschel mit 1 g oder 2 g feinen Bohrspänen des zu analysierenden Metalls. Liegt dieses in Form von grobem Pulver oder groben Spänen vor, so ist es zweckmäßig, dasselbe mit 0·100 g oder 0·200 g PbO_2 oder Bi_2O_4 zu vermischen, um die Verbrennung zu erleichtern, welche ohne diese Vorsichtsmaßregel leicht unvollständig verlaufen würde.

Man bringt die Muschel, welche das Metall enthält, in ihren Träger, während man vermittels Kulisse und Druckschraube dessen Lage so festlegt, daß der Rand 5 oder 10 mm von der Einmündung des Sauerstoffzuleitungsrohres entfernt ist und die Spitzen der Elektroden die Späne berühren; man bringt das ganze in das konische Verbrennungsgefäß, das man vorher über Wasser mit Sauerstoff gefüllt hat und in welches man unter Zuhilfenahme einer

Digitized by Google



Erläuterungen.

1. *Hauptbestandteil des Apparates.*

F. Konischer Kolben, einen Liter enthaltend.

B. Kautschukstopfen mit drei Öffnungen.

a. Asbestscheibchen, dazu bestimmt, den Kautschukstopfen vor der Wirkung ausgeworfener Partikel zu bewahren.

E. Träger der Elektroden, zu gleicher Zeit zur Stromzuleitung dienend.

e. Elektroden.

T. Stifte aus Isoliermaterial, welche es ermöglichen, den Abstand der Elektroden *e* vom Stand zu verändern.

P. Stäbchen zur Stromzuleitung.

O. Kupferrohr zur Einleitung des Sauerstoffes.

C. Kulisse mit Druckschraube, um die Höhenlage der Asbestkapsel zu regulieren.

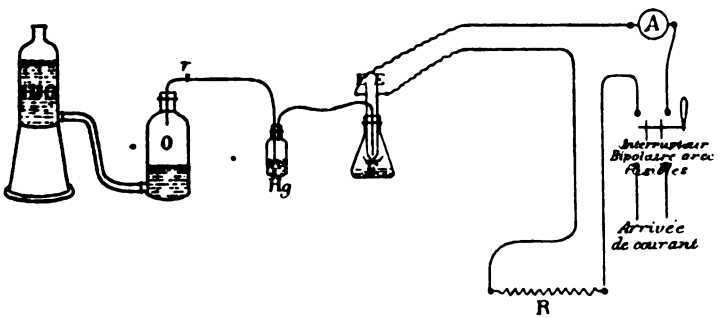
S. Träger der Asbestkapsel.

G. Körbchen aus Kupferdrahtnetz oder Schälchen aus Glas, dazu bestimmt, das Oxyd aufzufangen, welches auf den Boden des Kolbens fallen würde, im Falle, daß die Asbestmuschel durchbrennen sollte.

Digitized by Google

Pipette oder einer graduierten Bürette 40 oder 50 cm³ der Natronlösung[1]) gebracht hat; man schließt sorgfältig, wobei man es vermeidet, etwas von der zu analysierenden Substanz herunterfallen zu lassen; man öffnet einen Hahn, welcher den Eintritt des Sauerstoffes reguliert, so daß Überdruck im Verbrennungsapparat entsteht, dann läßt man durch Umstellen eines zweipoligen Ausschalters einen Lichtbogen zwischen den beiden Elektroden entstehen. Die Stromstärke bei kurzgeschlossenen Elektroden wird durch Zuhilfenahme eines geeigneten Widerstandes auf 12 oder 15 Ampère begrenzt.

Sobald die Verbrennung im Gange ist, unterbricht man den Strom, das Metall fährt dann gewöhnlich von selbst fort zu brennen;



2. *Schematische Skizze der Zusammenstellung.*

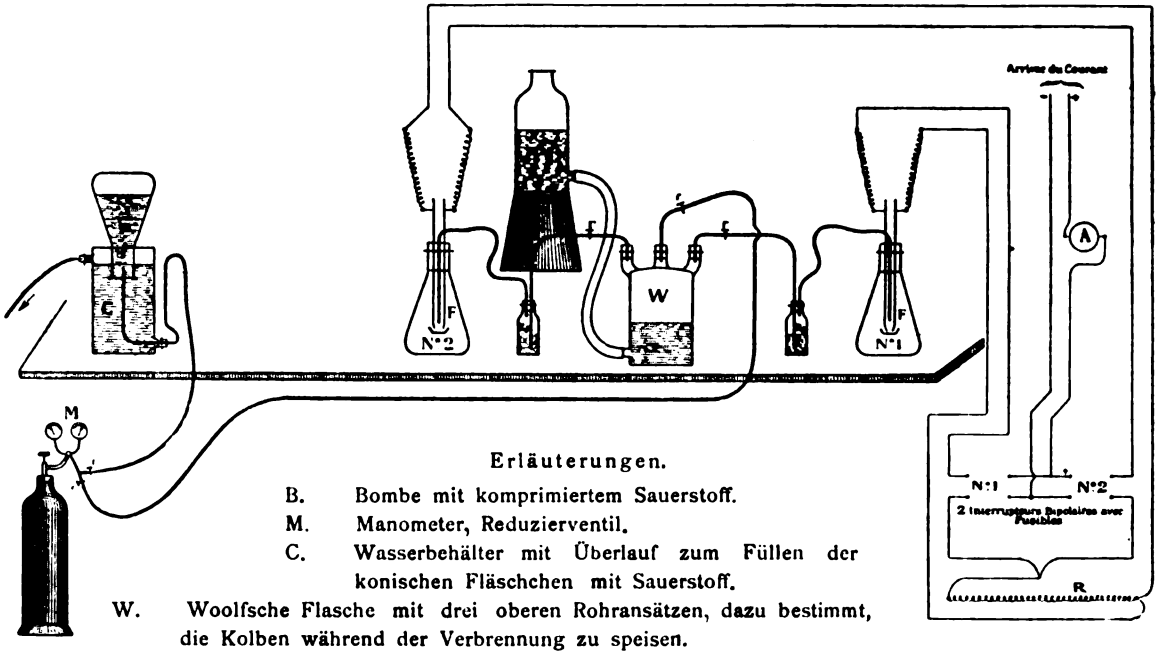
H_2O. Flasche mit unterer Rohröffnung, zum Erzielen des Überdruckes.
O. Flasche mit unterer Rohröffnung, mit Sauerstoffinhalt.
Hg. Waschflasche mit Quecksilber.
A. Ampèremeter.
R. Fester Widerstand, je nach der Spannung des Stromes zu berechnen, auf eine Stromstärke von 12—15 Ampère bei kurzgeschlossenen Elektroden.
r. Hahn.

sollte die Verbrennung aufhören oder sich nur schwierig fortpflanzen, so läßt man durch Umschalten des Kommutators neue Funken überspringen, indem man zu gleicher Zeit von Hand den Elektrodenabstand mittels der Stifte aus Isoliermaterial verändert, welche oberhalb des Pfropfens die Verlängerung der zur Strom-

[1]) Für die höheren Kohlenstoffgehalte ist es zweckmäßig, die obige Menge Natronlösung zu verdoppeln, so daß stets ein starker Alkaliüberschuß nach der Absorption der Kohlensäure übrig bleibt.

Digitized by Google

Übersicht einer Batterie zweier Apparate zur Schnellbestimmung des Kohlenstoffes im Sauerstoffe.



Erläuterungen.

B. Bombe mit komprimiertem Sauerstoff.

M. Manometer, Reduzierventil.

C. Wasserbehälter mit Überlauf zum Füllen der konischen Fläschchen mit Sauerstoff.

W. Woolfsche Flasche mit drei oberen Rohransätzen, dazu bestimmt, die Kolben während der Verbrennung zu speisen.

H_2O. Flasche mit unterer Rohröffnung, zum Hervorbringen des Überdruckes.

Hg. Waschflasche mit Quecksilber.

A. Ampèremeter.

r. Hahn.

R. Fester Widerstand, je nach der Spannung des Stromes zu berechnen auf eine Stromstärke von 12—15 Ampère bei kurzgeschlossenen Elektroden.

F. Verbrennungskolben.

Digitized by Google

zuführung benutzten Stäbe bilden. Ist im Gegenteil die Reaktion zu lebhaft, so kann man dieselbe durch Unterdrücken der Sauerstoffzufuhr mäßigen.

Sobald die Verbrennung beendigt ist, schließt man den Sauerstoffhahn, kühlt den Kolben durch Eintauchen in Wasser ab und schließt, nachdem man den Zündapparat herausgenommen, rasch mit einem vollen Pfropfen. Man schüttelt lebhaft während 5—10 Sekunden, um die Absorption der Kohlensäure zu vervollständigen; man schüttet die alkalische Lösung in ein Becherglas über und bestimmt dann den Überschuß an nicht gebundenem Natron, indem man die titrierte Schwefelsäurelösung aus einer Bürette mit $^1/_{10}$ cm³ Einteilung bis zum Verschwinden der vom Phenolphtaleïn herrührenden Rosafärbung einfließen läßt.

Man bestimmt andrerseits das Verhältnis der beiden Lösungen, der alkalischen und der schwefelsauren, und aus dem Unterschied beider Ablesungen berechnet man den Kohlenstoffgehalt, wobei man sich erinnert, daß, wenn die gestellte Schwefelsäurelösung genau 3·333 g SO^3 im Liter enthält, 1 cm³ dieser Lösung 1 mg Kohlenstoff entspricht.

Man wird bemerken, daß, wenn man auf solche Weise durch Subtraktion den Kohlenstoffgehalt bestimmt, man sich um die beinahe unvermeidliche leichte Karbonation der Reserve an alkalischer Lösung nicht zu kümmern braucht.

Das Verfahren erlaubt es, in 5 oder 7 Minuten eine Kohlenstoffbestimmung zu machen, deren Genauigkeit derjenigen gleich ist, welche man mit dem Wiborgschen Apparat erhält. Es ist anwendbar auf alle Stähle, da die Gegenwart von Nickel, Wolfram, Molybdän, Vanadium Titan usw. keinerlei Fehlerquellen hervorrufen.

Es ist uns gelungen, die Methode auf Gußeisen und auf alle hüttenmännischen Legierungen dadurch anwendbar zu machen, daß wir uns auf folgende Beobachtungen stützten:

1. Sind die resultierenden Kohlenstoffgehalte zu niedrig, so kommt dieses daher, daß das Metall unvollständig verbrennt, in keinem Fall findet jedoch eine Kohlenoxydbildung statt.

2. Die Verbrennung ist desto unvollständiger, je höher die Kohlenstoffgehalte sind; es finden ähnliche Vorgänge wie beim Zerschneiden der Metalle vermittels des Sauerstoffgebläses statt, wobei das Verfahren fortwährend umso schwieriger wird, je kohlenstoff-

Digitized by Google

reicher das Metall ist, um schließlich im Falle des Gußeisens, das schmilzt, ohne zu verbrennen, ganz still zu stehen.

Das Mittel dagegen müßte nun darin bestehen, das zu hoch gekohlte Metall in einem Überschuß von Flußeisen oder sehr weichem Stahl aufgehen zu lassen: Dieser Handgriff ist uns vollständig gelungen, wobei der Zusatz einer oxydierenden Substanz, Bleisuperoxyd oder Wismuttetroxyd die vollständige Verbrennung noch begünstigte.

Die folgende Tabelle gibt die anzuwendenden Gewichte an, um im Falle des Gußeisens und der Ferrolegierungen richtige Kohlenstoffbestimmungen zu erhalten:

Für alle Gußeisensorten	0·500 g	Gußeisen	+ 0·200 g	PbO_2	+ 1 g	sehr weicher	Stahl	
Für Ferrochrom von 6—10% C	0·200 g	Legierung	+ 0·200 g	„	+ 2 g	„	„	„
Für Ferrochrom von 1—5% C	0·500 g	„	+ 0·200 g	„	+ 1 g	„	„	„
Für die Ferromangane	0·250 g	„	+ 0·200 g	„	+ 1 g	„	„	„
	oder 0·500 g	„	+ 0·200 g	„	+ 2 g	„	„	„
Für Ferrosilicium von 10—90% Si	0·500 g	„	+ 0·200 g	„	+ 1 g	„	„	„
Für Ferromolybdän	0·500 g	„	+ 0·500 g	„ [1]	+ 1 g	„	„	„
Für Ferrowolfram:	0·500 g	„	+ 0·100 g	„ [2]	+ 1 g	„	„	„

Man breitet die möglichst feinen Bohrspäne des sehr weichen Flußeisens auf dem Boden der Asbestmuschel, dann das Gemisch pulverisierten Gußeisens (oder Ferrolegierung) mit gleichfalls pulverisiertem Bleisuperoxyd gleichmäßig darüber aus.

Das Gußeisenpulver muß durch 80 Maschen pro Quadratzoll gesiebt werden, die Ferrolegierungen durch 120 Maschen.

Auf diese Weise gelingt es, sogar sehr graphitreiches, graues Gußeisen vollständig zu verbrennen.

Man bringt jene Korrektionen zur Durchführung, welche durch einen Vorversuch bestimmt wird, der unter denselben Bedingungen und mit denselben Reagentien (ausgenommen die zu analysierende Substanz) vorgenommen wurde.

Es ist zweckmäßig, möglichst kohlenstoffarmen und reinen Stahl zu wählen (C = 0·050—0·080%).

[1] Benützt man weniger PbO_2, so findet eine Verflüchtigung von etwas Molybdänsäure statt, welche in die Natronlösung übergeht und die Titration fälscht.

[2] Mit 0·200 g PbO_2 wird die Verbrennung zu lebhaft, so daß die Asbestmuschel durchlöchert wird.

Digitized by Google

Bemerkungen.

I. Operiert man mit pulverisierten gehärteten Stählen, so ist es nötig, um eine gute Verbrennung zu erlangen, das Pulver durch 100 Maschen pro Quadratzoll zu sieben und auf das Gramm Stahl 0·200—0·300 g PbO_2 hinzuzufügen, was die Reaktion erleichtert und zu gleicher Zeit die Massen auflockert.

II. Im Falle von Stählen von mehr als 1·5% Kohlenstoffgehalt ist es unerläßlich, voluminöse und feine Späne anzuwenden, wie man dieselben durch Anbohren mit guten und scharf gewundenen Bohrern bei hoher Umlaufszahl erhält. Feine Nadeln, Staub und grobe Späne müssen vermieden werden, es sei denn, daß man denselben Verbrennungsmittel zuschlägt.

Zur Titrierung dieser Stahle höheren Gehaltes als 1·5% C, ist es angebracht, die Lösung auf 500 cm^3 zu verdünnen, damit das Verschwinden der Färbung leicht zu treffen sei, und die Vorsicht rät, mit Natronlösung bis zum Wiedererscheinen der Rosafärbung zurückzutitrieren.

III. Wir haben uns durch zahlreiche Versuche davon überzeugt, daß der Einfluß des Schwefels gleich Null oder wenigstens von sehr geringem Belang ist, sogar für den Fall, als es sich um Metalle bis 0·800% Schwefelgehalt handelt. Beim Nachprüfen der salzsauer gemachten Natronlösung auf ihren Schwefelgehalt vermittels Baryumchlorid haben wir nur geringe Spuren Baryumsulfat gefunden, so daß auch die Kohlenstoffgehalte, ohne eine Korrektion anzubringen, vollkommen richtig waren. Das durch die Oxydation entstandene Sulfat muß wohl vollständig in der Verbrennungskapsel zurückbleiben, woselbst man es übrigens wieder finden und bestimmen kann.

IV. Dasselbe ist der Fall für den Phosphor, welcher vollständig als Phosphat in der Verbrennungskapsel zurückbleibt. Sogar bei der Untersuchung von Gußeisen mit 2% Phosphor haben wir keinen Phosphor in der Natronlösung nachweisen können.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

X2

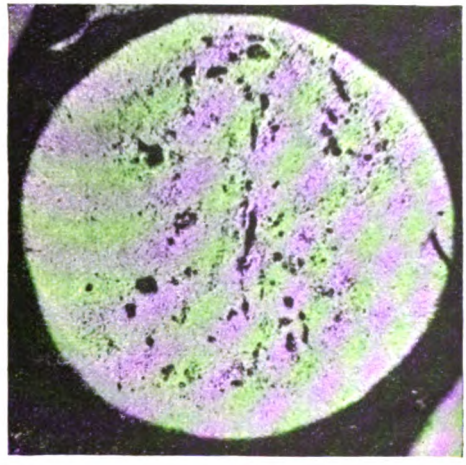
NEUES VERFAHREN ZUR PRÜFUNG VON STAHLDRÄHTEN.

Von **Ch. Frémont**, Paris.

(Übersetzt von J. Lamort.)

Täglich ereignen sich unvorhergesehene zufällige Brüche von Stahldrähten, welche zu den verschiedensten Zwecken gedient haben, wie: Förderkabel, Flugzeug- und Drahtseilbahnkabel, Eisenbahn-

Fig. 1.



signaldrähte usw. Diese zur Unzeit erfolgenden Brüche werden gewöhnlich der Ermüdung des Metalls zugeschrieben, in Wirklichkeit sind dieselben eine Folge von Ungänzen und der Heterogenität des Metalls.

Digitized by Google

Die Figuren 1 bis 3 zeigen die Querschnitte von Stahldrähten mit eingeschlossenen Verunreinigungen im Mikroskop.

Fig. 2.

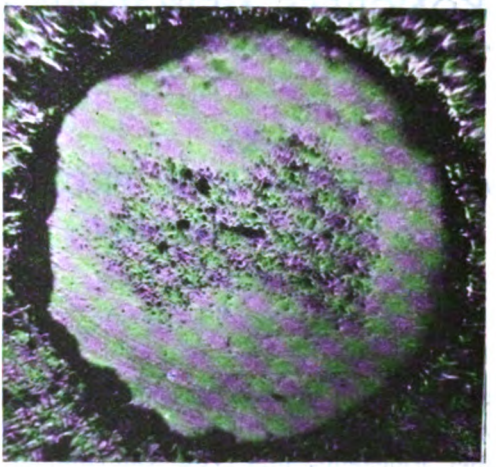


Fig. 3.

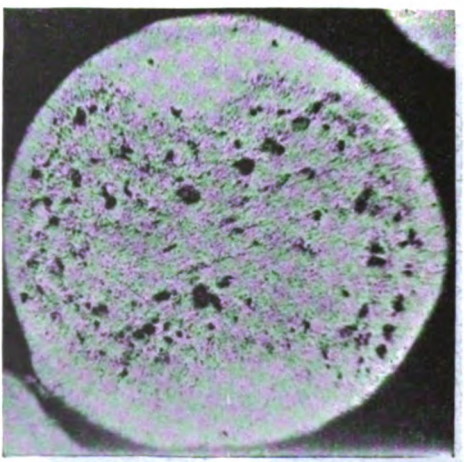


Fig. 1 bis 3.
Beispiele von in Stahldrähten eingeschlossenen Verunreinigungen.
50fache lineare Vergrößerung.

Fig. 4 zeigt den Längsschnitt eines Drahtes des im Betrieb gerissenen Kabels einer Drahtseilbahn; man sieht, daß der Draht

Digitized by Google

in der Mitte infolge Ungänzen fleckig erscheint, während der Umfang verhältnismäßig gesund ist. Dies ist der allgemeine Fall; es hat denn auch die Prüfung durch wiederholtes Verbiegen des Drahtes sehr befriedigende Resultate gegeben.

Diese Methode der Prüfung durch wiederholtes Verbiegen, desgleichen die Prüfung durch Zugversuch, auch wenn die Zugbeanspruchung durch Schlag erfolgt, offenbaren nicht die Brüchigkeit der Stahldrähte. Nur eine Schlagbiegeprobe auf den vorher

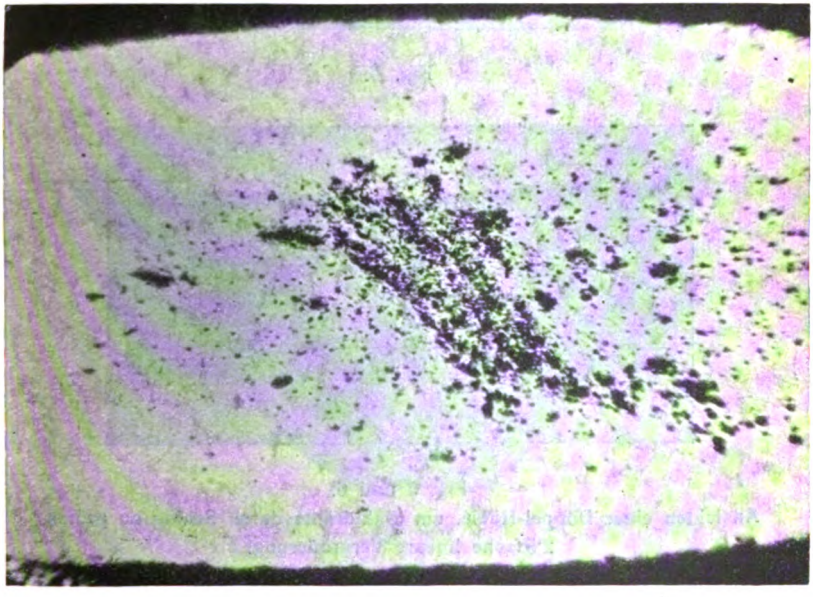


Fig. 4.
Längsschnitt eines Drahtes des Kabels einer Drahtseilbahn, im Betriebe gerissen; die Mitte erscheint fleckig infolge Lunkerbildung. 50fache lineare Vergrößerung.

eingekerbten Draht leistet, wie ich schon früher gezeigt habe,[1]) Genüge.

Um diese Schlagproben mit Drähten, welche oft nur einen Millimeter Durchmesser haben, vornehmen zu können, mußte ich eine spezielle Methode erfinden, welche darin besteht, die Probe überall dort, wo sie sich nicht verbiegen soll, zu verstärken, diese Verstärkung wurde durch Anwendung zweier Hülsen (Fig. 5 und Fig. 6) erreicht, welche zwischen sich den zu biegenden Teil des Drahtes frei lassen.

[1]) Le Génie Civil — 26. November 1910.

Digitized by Google

Fig. 5.

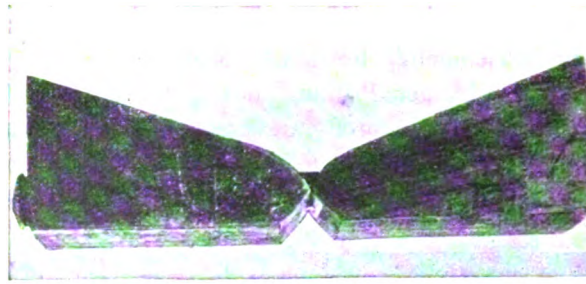


Fig. 6.

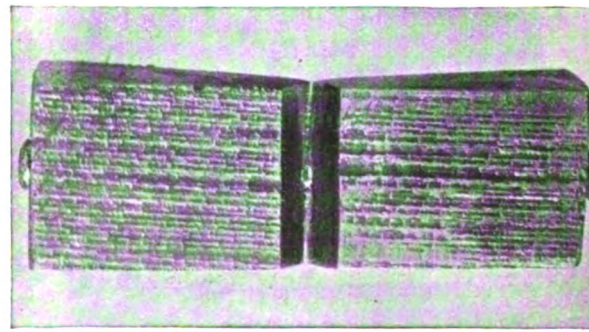


Fig. 5 und 6.
Ansichten einer Doppel-Hülse, um Stahldrähte durch Schlag zu prüfen.
2·5fache lineare Vergrößerung.

Die Länge einer jeden Hülse (Fig. 7) ist ungefähr 14 mm, die Breite der Auflagefläche ungefähr 10 mm. Als Probestück ist vom Versuchsdraht ein zirka 32 mm langes Stück abzuschneiden, der Abstand der Widerlager bei meinen Versuchen beträgt 23 mm.

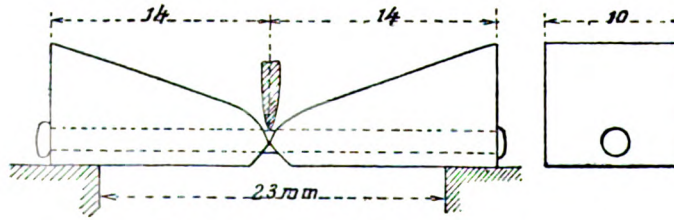


Fig. 7.
Doppel-Hülse zur Prüfung der Stahldrähte durch Schlagprobe.

Digitized by Google

Für jede zu prüfende Drahtdicke ist ein Paar Hülsen erforderlich, da die Bohrung, welche dieselben der Länge nach durchdringt, genau den Durchmesser des Drahtes besetzen muß. Die sich berührenden Enden der Hülsen sind geneigt; nach unten bilden sie einen Winkeleinschnitt, um dem Körner, welchen der Arbeiter zur Einkerbung des Drahtes benutzt, als Führung zu dienen; nach oben läßt eine Abrundung einen kleinen Zwischenraum zum Durchgang des Fallhammers frei. Ich glaube, daß Herr Keelhoff, der gelehrte Professor der Genter Universität, das Verfahren vervollkommt hat, indem er vorschlug, den Draht

Fig. 8.

Eingekerbte Probe, nicht beim Schlag zerbrochen, Stahldraht von 2 mm Durchmesser, von guter Qualität. 7fache lineare Vergrößerung.

in die beiden, der Länge nach gespaltenen und seitlich durch zwei Schrauben zusammengehaltenen Hülsen einzuklemmen. Ich messe die Härte des Drahtes durch die Länge des von einem Kegelrädchen von 60 mm Durchmesser bei 90° Winkelfeld, auf welches von Hand ein Druck von 30 kg ausgeübt wird, hervorgebrachten Eindrucks.

Fig. 8 zeigt als Beispiel eine Probe von Stahldraht, 2 mm Durchmesser, welche beim Schlagversuch nicht zerrissen ist. Das Metall war nicht brüchig, es hat daher der eingekerbte Drahtteil eine starke Dehnung erlitten.

Digitized by Google

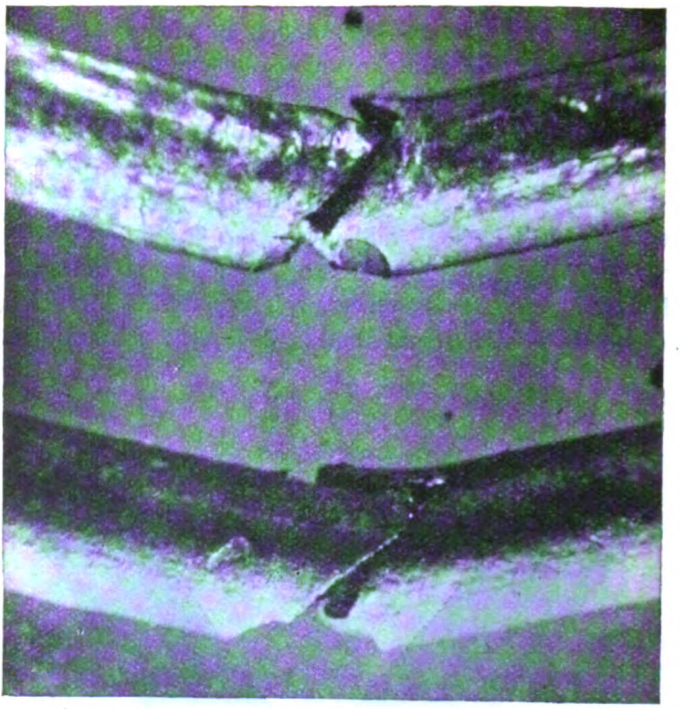


Fig. 9.
Eingekerbte Proben, beim Schlagversuch zerbrochen, Stahldraht von 2 mm Durchmesser, von schlechter Qualität. 10fache lineare Vergrößerung.

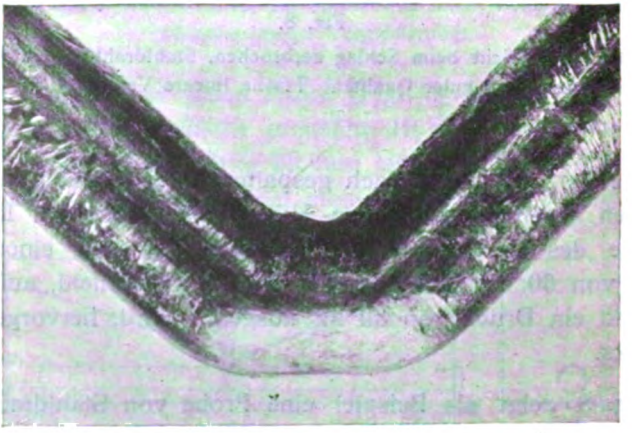


Fig. 10.
Nicht eingekerbte Probe, nicht bei der Schlagprobe zerbrochen, obschon das Metall fehlerhaft ist. 10fache lineare Vergrößerung.

Digitized by Google

Fig. 9 zeigt zwei andere Proben von Stahldraht, 2 mm Durchmesser, welche bei der Schlagprobe plötzlich gebrochen sind, da das Metall diesmal von schlechter Qualität war.

Fig. 10 zeigt eine nicht eingekerbte Probe, welche einem der beiden vorherigen Drähte entnommen ist (Fig. 9); diese Probe ist nicht gebrochen, obschon das Metall an sich zerbrechlich war, wie wir gesehen haben. Übrigens handelt es sich um dieselbe Erscheinung, die sich bei der gewöhnlichen Prüfung der Stähle gezeigt hat: Ist die Probe nicht eingekerbt, so offenbart sie nicht ihre Brüchigkeit.

Diese neue Methode der Prüfung von Stahldrähten ist bei der Untersuchung einer größeren Zahl von Eisenbahnsignaldrähten, Förderkabeln, Flugzeug- und Drahtseilbahnkabeln usw. mit Erfolg angewandt worden.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

X3

NEUES PRÜFUNGSVERFAHREN FÜR FLUSSEISENRÖHREN.

Von **Ch. Frémont**, Paris.

(Übersetzung aus dem Französischen.)

Man unterscheidet geschweißte und nahtlose Rohre. Wie bekannt, werden die Flußeisenrohre zu sehr verschiedenen Zwecken verwendet. Durch die einen wird Luft, Leuchtgas, druckloser Dampf zwecks Heizung von Wohnungen geleitet; der zufällige Bruch dieser Rohre ist für die Sicherheit von geringem Belang; andere dagegen, wie z. B. Kesselrohre, enthalten hochgespannten Dampf und können durch Bruch den Tod der in der Nähe arbeitenden Heizer herbeiführen.

In dem vorliegenden Bericht handelt es sich um die zweite Art von Röhren, die eine strengere Untersuchungsmethode erheischen.

Bei den geschweißten Röhren muß man eine bestimmte Überdeckungsfläche vorschreiben; gelegentlich der Erprobung von Schweißnähten habe ich gezeigt, daß die meisten Schweißnähte nur durch eine Art von Kitt von sehr geringer Festigkeit zusammenhielten, was die zahlreichen Fälle von Auseinanderreißen der Dampfleitungsrohre durch Loskitten der Naht erklärt. Ich konnte feststellen, daß gewisse Dampfleitungsrohre eine Breite der Überdeckung gleich der fünfzehnfachen Dicke des Metalls besaßen, während bei anderen die Enden durch eine Schweißnaht lediglich stumpf aneinander gestoßen waren, ohne sich zu überdecken[1]).

Bei allen Röhren, deren plötzliches Reißen aus Sicherheitsgründen von Interesse ist, geben die statischen Versuche (Zugversuch, Ausbreite-, Biege-, Druckversuch usw.) keinen Anhaltspunkt über

[1]) Le Génie Civil — 29 Octobre 1910.

Digitized by Google

den Widerstand gegen lebendige Kräfte (dynamische Beanspruchungen) des Metalles; so zeigte ein Stahlrohr (Fig. 1), an dem diese verschiedenen statischen Versuche mit Erfolg durchgeführt worden waren, eine außerordentliche Sprödigkeit bei der Kerbschlagprobe; diese Stäbe wurden mit geringem Arbeitsaufwand durch-

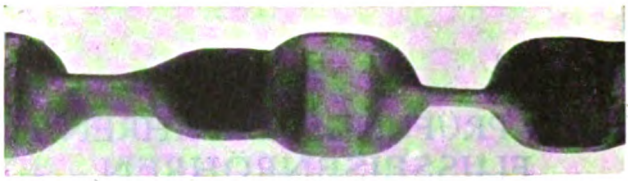


Fig. 1. Kesselrohr, an dem der Versuch der sukzessiven gänzlichen Zusammenbiegung nach verschiedenen Richtungen mit Erfolg durchgeführt wurde.

schlagen, ohne daß dabei das Metall eine Formveränderung erlitten hätte. (Fig. 2.)

Betrachtet man einen polierten Schnitt dieses Rohres unter dem Mikroskop bei geringer, etwa 50facher Vergrößerung, so

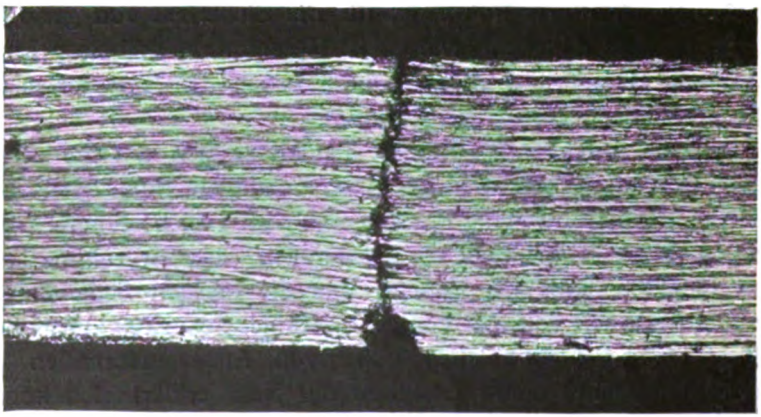


Fig. 2. Bruchstücke des aus dem Rohr (Fig. 1) genommenen Probestabes nach dem Schlagversuch. (Vergrößerung 4fach.)

kann man an allen Stellen Verunreinigungen wahrnehmen, die durch Ätzen mit Jod besonders stark hervortreten.

Nun ist bekannt, daß solche Verunreinigungen die Sprödigkeit des Metalles erhöhen können; andererseits verursachen sie blasenförmige Anfressungen, insbesondere wenn das Metall sich in

Digitized by Google

Berührung mit einem mehr oder weniger oxydierenden Stoffe, wie beispielsweise Speisewasser, befindet; Flußeisen, das solche Verunreinigungen enthält, darf man daher zur Herstellung der verschiedenen Kesselteile, wie Sammelrohre, Siederohre, zylindrische Körper usw. nicht benützen.

Fig. 4 gibt die Ansicht einer blasenförmigen Anfressung eines Kesselrohres wieder.

Wenn die Verunreinigungen nahe aneinander und in der Nähe der Oberfläche des Metalles angehäuft sind, dringt die

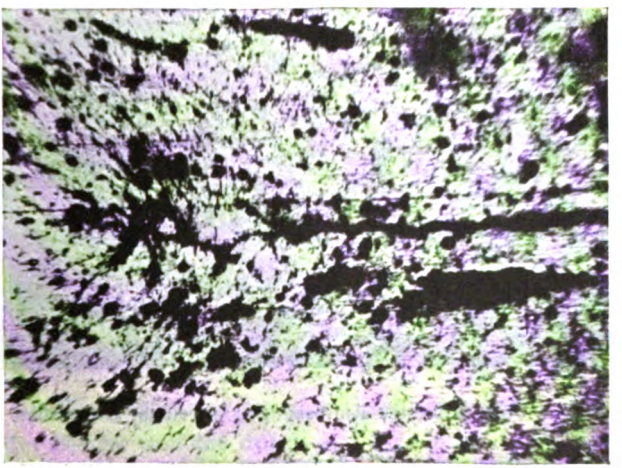


Fig. 3. Ansicht eines Endes eines abgeflachten Schnittes des in Fig. 1 dargestellten Rohres. (50fache Vergrößerung.)

Oxydation in die tieferen Schichten und das Metall wird dann gangförmig angegriffen. (Fig. 5.)

Um ein Stahlrohr zu untersuchen, entnehme ich an jedem Ende einen Ring von 8 mm Höhe; jeder dieser Ringe wird makroskopisch untersucht, um einerseits festzustellen, daß kein Lunker und keine Verunreinigungen vorhanden sind, die bedeutend genug wären, um eine blasenförmige Anfressung hervorzurufen und um andererseits bei einer Schweißnaht die durch Besichtigung wahrnehmbare Qualität und die Überdeckungsweite dieser Naht zu überprüfen.

Nach dieser ersten Untersuchung wird jeder als gut befundene Ring abgeplattet und Doppel-Probestäbe, und zwar U-förmige oder

Digitized by Google

hufeisenförmige (um ihnen eine zum Schlagversuch ausreichende Stabilität zu verleihen), mittels einer Säge oder mittels einer Schere abgetrennt (da das auf diese Weise kalt bearbeitete [gereckte] Ende keinen Einfluß auf das Verhalten des untersuchten Teils ausübt).

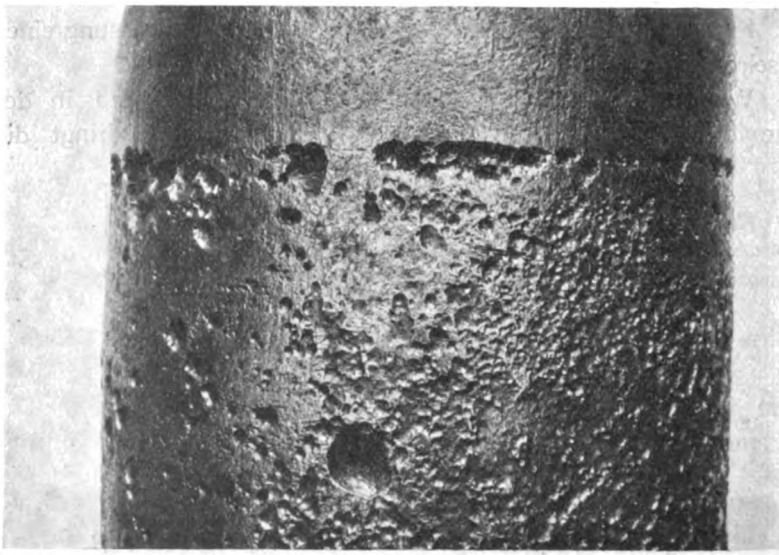


Fig. 4. Blasenförmige Anfressungen an einem Kesselrohr.

Der Doppel-Probestab, der etwa 35 mm lang ist, wird an beiden Schenkeln des U durch einen Sägeschnitt von 1 mm Breite und 1 mm Tiefe eingekerbt und der Schlagprobe unterworfen. Die

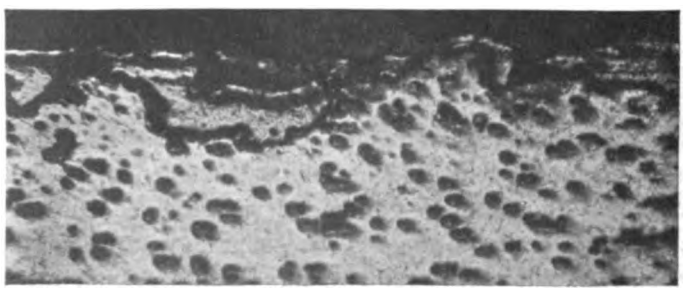


Fig. 5. Ursprung der blasenförmigen Anfressung.

zum Bruch aufgewendete Arbeit darf beispielsweise nicht geringer sein als 16 kgm pro Quadratzentimeter der ursprünglichen Bruchfläche.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

X4

NEUES PRÜFUNGSVERFAHREN FÜR NIET-EISEN.

Von **Ch. Frémont**, Paris.

(Übersetzt von J. Lamort.)

Bei der Berechnung der Festigkeit des Materials verlangt es die Vorsicht (um ernsten Irrtümern vorzubeugen), nur die kleinsten, experimentell festgestellten Festigkeitsziffern in Betracht zu ziehen und außerdem einen ziemlich großen Sicherheitskoëffizienten anzuwenden.

Beispielsweise ist es bei den Festigkeitsberechnungen der Nietverbindungen gebräuchlich, die Nieten nur auf ihre Festigkeit gegen Abscherung zu rechnen; die Praxis zeigt jedoch unzweifelhaft, daß die Nietverbindungen der Eisenkonstruktionen durch die Reibung der Bleche und nie durch den Widerstand der Nieten gegen Abscherung ihren Dienst leisten müssen, denn im letzteren Falle würden diese allmählich abgeschert und sich schnell abnutzen; das gleiche ist für Behältnisse wie Dampfkessel, Reservoire usw., welche sehr dicht sein sollen, der Fall; denn, wenn die Reibung ungenügend ist, gibt es Undichtigkeiten.

Gelegentlich des experimentellen Studiums von Nietverbindungen wurde ich dazu geführt, jeden der Faktoren, welcher der Festigkeit der Niete beeinflußt, zu isolieren. Um den Einfluß der Elastizitätsgrenze des Nietmetalls auf den Reibungswiderstand zu studieren, erdachte ich 1904 eine neue Methode der Messung, auf einer Verschiebung durch Rotation um die Niete als Achse beruhend; ich operierte mit Blechen mit natürlicher Oberfläche, welche mir jedoch bei jedem neuen Versuch ein anderes Resultat gaben.

Die „Cie des chemins de fers de l'Ouest" hatte mir freundlichst Versuchsbleche derart vorbereiten lassen, daß die Stärke

Digitized by Google

des Metalls überall verringert wurde, bis auf die kreisförmigen, mit den Nieten konzentrischen Flächen, welche allein unter dem Druck der Niete aneinanderhaften sollten; der Bearbeitungszustand der Nieten jedoch und die Rauheit der natürlichen Blechoberflächen, welche beide sich von Versuch zu Versuch veränderten, verhinderten mich, den Einfluß der Elastizitätsgrenze des Nietmetalls zu erkennen und ich mußte am 1. November 1905 den ersten Teil meiner Abhandlung veröffentlichen, ohne die Resultate dieser Versuche anzugeben. Mein Mißerfolg war dem Fehler zuzuschreiben,

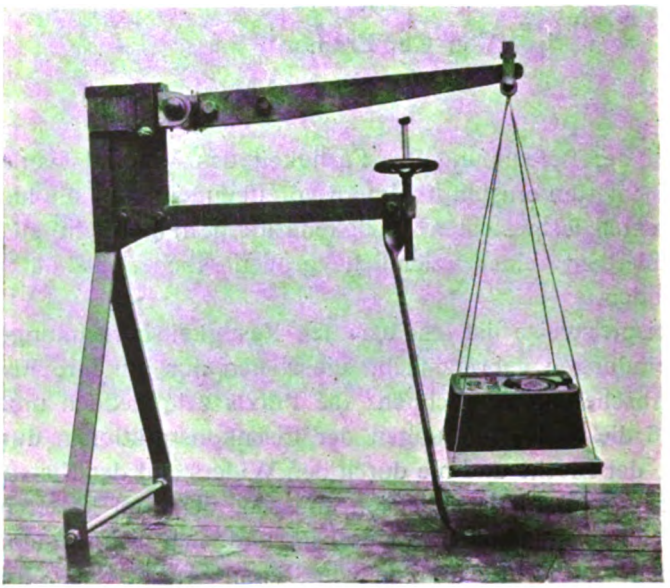


Fig. 1.
Maschine zur Messung des durch eine Niete hervorgebrachten Reibungswiderstandes.

den ich dadurch begangen hatte, daß ich dem Versuch die Bedingungen der Praxis zugrunde legte.

Ich habe in der Folge ein befriedigendes Resultat nur dann erhalten können, wenn ich Reibungsflächen benutze, wie sie identisch leicht wieder hervorgebracht werden konnten.

Solche Resultate haben übrigens nur relativen Wert, da sie mit gut gerichteten und gut geebneten Reibungsflächen erhalten wurden; sie geben jedoch nur unter dem Einfluß des wirklich vorhandenen Anzugs der Niete schwankende Werte; es genügt

Digitized by Google

hiezu, daß mein Apparat zum Durchgang der zu prüfenden Niete eine glatte und zylinderförmige Öffnung besitzt, was leicht zu verwirklichen ist.

Die Resultate meiner Versuche sind in einer Abhandlung „Über die Festigkeit der Nietverbindungen" gegeben worden, veröffentlicht im „Bulletin de la Société d'Encouragement" April 1909.[1])

Da der auf Reibung beruhende Widerstand die hauptsächlich in Betracht kommende Eigenschaft der Nieten ist, muß die Reibung gemessen werden, welche das Metall unter bestimmten Bedingungen hervorzurufen vermag.

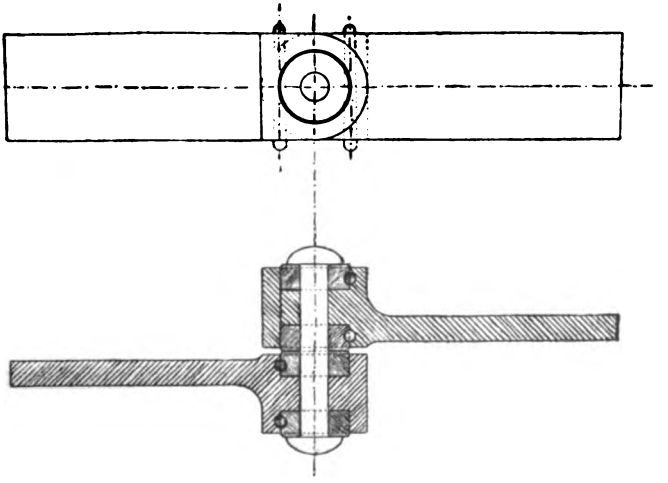


Fig. 2 und 3.
Verbindung zweier Flanschen durch eine Niete, durch deren Anzug die Reibung hervorgebracht wird.

Um diese Prüfung ausführen zu können, habe ich eine kleine Maschine konstruiert, welche in Fig. 1 dargestellt ist.

Ich habe folgende Beschreibung dieser Maschine gegeben[2]): Zwei Stücke oder Flanschen sind durch eine Niete von 16 mm Durchmesser aus dem zu prüfenden Metall zusammengehalten; die aneinander zu pressenden Metallstücke haben eine Stärke von 100 mm; die Auflageflächen der Flanschen sowohl gegeneinander als auch gegen die Nietköpfe werden durch vier zylindrische Ringe aus abgedrehtem, gehärtetem und politiertem Werkzeugstahl gebildet, um

[1]) Denkschrift, veröffentlicht durch die „Société d'Encouragement", Paris 1906.
[2]) „Le Génie civil". — 19. November 1910.

Digitized by Google

hiedurch Reibungsflächen, wie sie identisch zueinander leicht wieder hervorgebracht werden können, zu erhalten.

Gewichte, welche bis zum Eintritt der Verschiebung der Berührungsflächen auf die am Ende des Hebels befindliche Wagschale gebracht werden, ermöglichen es, den Reibungswiderstand zu messen.

Bei der vorerwähnten Maschine ist die Berührungsfläche, auf welcher die Reibung bei der Verschiebung entsteht, aus einer Kreis-

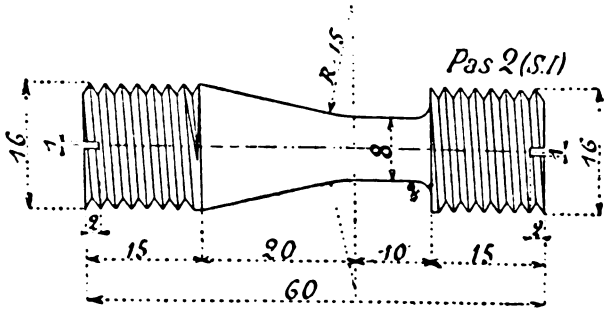


Fig. 4.
Zerreißprobe für Zugversuch mit Messung der wahren Elastizitätsgrenze.

fläche von 40 mm Durchmesser gebildet; die Nietlöcher haben einen Durchmesser von 16 mm und der Abstand zwischen der Achse der Niete und der Schneide der Wage beträgt 0·594 m. Diese Angaben gestatten es, das Widerstandsmoment zu berechnen.

Die Reibungskraft für den qmm des Querschnitts der Niete von 16 mm Durchmesser hat den Wert $P \times 0{\cdot}2$.

P ist die Gewichtsbelastung der Wagschale plus der Tara des Hebels, welche bei obiger Maschine 2·850 kg beträgt.

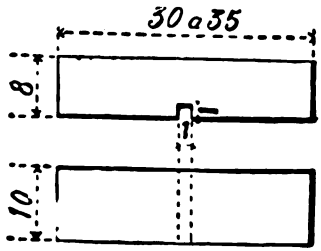


Fig. 5.
Prismatische, eingekerbte Probe für Biegungsversuch durch Schlag.

Eine geeignete, von Hand vermittelst eines kleinen Handrades einstellbare Vorrichtung reguliert den Hub des Hebels und ermöglicht die Vornahme mehrerer Verschiebungsversuche nacheinander.

Bei diesen Versuchen ist es wichtig, die Art der Nietung der Stahlprobe festzulegen. Sie muß unter den wenigst günstigsten Bedingungen durchgeführt werden, welche in der Praxis noch verwirklicht werden können.

Digitized by Google

Nach dem Reibungsversuch wird die Niete durch Abhauen eines der beiden Köpfe gelöst und das Nietmetall geprüft; die Länge des Schafts des Nietbolzens (100 mm) gestattet es, eine konische Probe für den Zugversuch (Fig. 4) zur Messung der wirklichen Elastizitätsgrenze herauszuarbeiten, desgleichen eine prismatische Probe (Fig. 5) von 8×10 mm, durch Sägeschnitt eingekerbt, für eine Kerbschlagsprobe zur Feststellung der Brüchigkeit.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

X5

ÜBER DIE BRUCHFESTIGKEIT ZYLINDRISCHER RÖHREN.

Von **M. Malaval**, Ingenieur der Schiffsartillerie, Paris.
(Übersetzt von Diplom. Ingenieur R. Hauer, Berlin.)

Die Berechnungen der Festigkeit zylindrischer Röhren in der Querrichtung geschehen, wie bei den meisten Körpern aus Metall, die irgendwelchen Belastungen ausgesetzt werden, mit Hilfe von Formeln, die sich aus der Elastizitätstheorie ableiten.

Das Anwendungsgebiet der Theorien, die auf vollkommener Elastizität beruhen, ist jedoch beschränkt; es ist durch das Auftreten der ersten bleibenden Formänderungen begrenzt. Bei den Metallen nun, die die Industrie gegenwärtig liefert, kann die Festigkeit zylindrischer Röhren in der Querrichtung wesentlich über die Elastizitätsgrenze hinausgehen; so ist für eine einfache Röhre, deren Wandstärke gleich dem inneren Durchmesser ist, die größte Festigkeit ungefähr fünfmal größer als die Festigkeit, die sich aus den Elastizitätsformeln ergibt.

Unter diesen Umständen sieht man ein, wie wichtig die Untersuchung deformierter Röhren ist.

Um an diese Untersuchung heranzugehen, war es zuvor notwendig, folgende vier Punkte aufzuklären.

Betrachten wir den geraden Schnitt einer einfachen zylindrischen Röhre, die einem inneren Drucke ausgesetzt ist; es ist bekannt, daß das Metall in diesem Falle einen Druck p in der Richtung des Radius und einen Zug T in der Richtung des Umfanges erleidet.

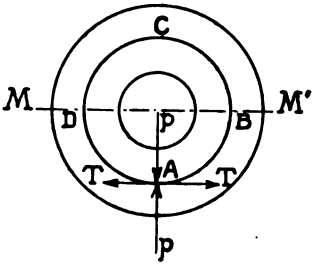


Fig. 1.

Digitized by Google

Lange Zeit hindurch hatte man angenommen, daß ein Metallkörper, der gleichzeitig auf Zug und auf Druck beansprucht wird, und zwar in zwei aufeinander senkrechten Richtungen, die Elastizitätsgrenze erst in dem Augenblicke erreichte, in dem die größere der beiden Spannungen gleich dem Werte E wurde, der bei Zugversuchen die Elastizitätsgrenze darstellt. Saint-Venant war der erste, der die Ansicht aussprach, man müsse die beiden Belastungen nicht getrennt betrachten, sondern die elastischen Formänderungen, die aus dem Zusammenwirken der verschiedenen angewendeten Kräfte entstünden; nach seiner Ansicht sollte die Elastizitätsgrenze dann erreicht sein, wenn die elastische Formänderung pro Längeneinheit gleich der Dehnung $\frac{E}{M}$ bei der Elastizitätsgrenze wurde; hierin bedeutet M den Elastizitätskoeffizienten (22.000 für Stahl).

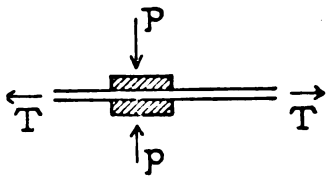


Fig. 2.

Man weiß im besonderen, daß im Falle der Beanspruchung eines ebenen Stabes, der z. B. einem Zug T in Richtung seiner Achse und einem Druck p auf der ebenen Fläche senkrecht zu seiner Achse unterworfen wird, die elastischen Formänderungen folgende Werte haben:

1. in Richtung der Stabachse eine elastische Dehnung von der Größe $\frac{1}{M}\left(T + \frac{p}{3}\right)$ auf die Längeneinheit;

2. senkrecht zur Achse, in Richtung des Druckes p eine elastische Zusammendrückung von der Größe $\frac{1}{M}\left(p + \frac{T}{3}\right)$ auf die Längeneinheit. (Für den Wert des Poissonschen Koeffizienten wird hiebei der Wert mit einem Drittel angenommen.)

Der folgende Versuch zeigt die Richtigkeit der Annahme Saint-Venants.

Wir nehmen einen ebenen Stab und üben auf seine ebene Oberfläche über einen gewissen Teil seiner Länge einen Druck aus. Die angewendete Versuchsanordnung war die folgende: Zwei starke Stäbe 1 — 1 mit rechteckigem Querschnitte werden von zwei Bolzen 2 — 2, die mit Schraubenmuttern 3 — 3 versehen sind, zusammengehalten. Diese dienen dazu, die für die Druckerzeugung notwendige Zusammenpressung hervorzubringen; zwischen den beiden Stäben 1 — 1 befinden sich der ebene Stab A, zwei gut aus-

Digitized by Google

gerichtete Platten B B', eine Kugel C und ihre Stützplatte B'', die den Zweck haben, eine parallele Lage von B und B' zu sichern, ferner ein Druckstab (crusher) E, der dazu dient, den Druck zu messen; eine „Bellevillesche Scheibe" D bewirkt, daß der Druck auch in dem Falle, daß sich die Dicke des Stabes ein wenig verringert, erhalten bleibt.

Versuchsapparat.

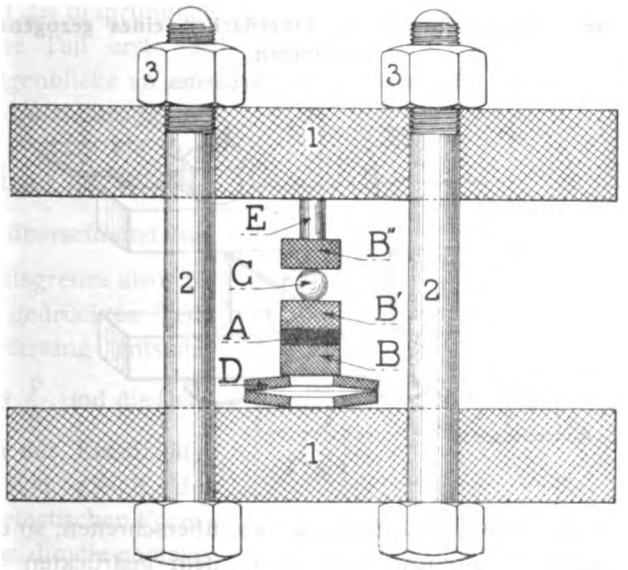


Fig. 3.

Erklärung.

A = Schnitt des Probestabes.
B B' B'' = Gut ausgerichtete Platten.
C = Kugel, um die parallele Lage der Platten B' B'' zu sichern.
D = Bellevillesche Scheibe, um den Druck zu erhalten.
E = Spannungsmesser (Crusherstäbchen), um den Druck zu messen.

Wenn wir den so montierten Stab dem Zugversuch unterwerfen, so stellen wir am Manometer zwei bemerkenswerte Punkte fest; der eine entspricht der normalen Elastizitätsgrenze des Metalles, der andere, unterhalb dieser Grenze, entspricht dem Augenblicke, in dem unter dem Einflusse des Zusammenwirkens von Zug und Druck die elastische Dehnung in dem gedrückten Stabteil gleich der bei der Elastizitätsgrenze auftretenden Dehnung geworden ist.

Digitized by Google

Zum Beispiel: wenn p und T den Druck, bzw. den Zug auf die Flächeneinheit darstellen, wird die Elastizitätsgrenze in dem gedrückten Teil erreicht sein, wenn die Beziehung besteht

$$T + \frac{p}{3} = E \text{ oder } T = E - \frac{p}{3}, \text{ wenn } p < \frac{3}{4} E;$$

$$\text{und } p + \frac{T}{3} = E \text{ oder } T = 3E - 3p, \text{ wenn } p > \frac{3}{4} E \text{ und } < E.$$

Apparat, um Druckkräfte auf die Oberflächen eines gezogenen Stabes auszuüben.

Gesamtansicht des Apparates.

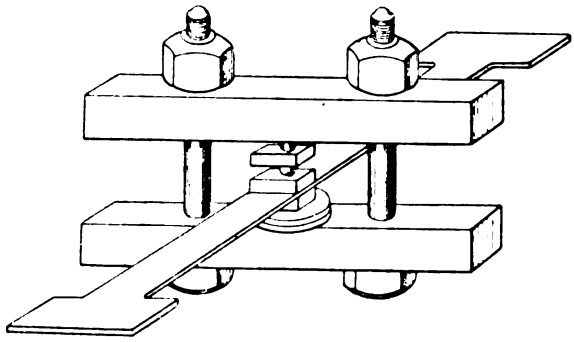


Fig. 4.

Wenn wir nun die Elastizitätsgrenze überschreiten, so erkennen wir, daß der Stab durch Kalthärtung in dem gedrückten Teil eine Elastizitätsgrenze annimmt, deren Wert sich aus der Bedingung ergibt, daß die entsprechende elastische Dehnung gleich ist der größten elastischen Formänderung, die unter der gleichzeitigen Wirkung der vorhandenen Kräfte entsteht.

Nehmen wir folgendes Beispiel an: Mittels der vorbeschriebenen Versuchsanordnung sei ein Stab mit einem Druck p auf einen gewissen Teil seiner Länge beansprucht, und zwar sei z. B. $p < \frac{3}{4} E$; unterwerfen wir nun den Stab dem Zugversuch, so wird die Elastizitätsgrenze in dem gedrückten Teile bei einer solchen Zugspannung T erreicht sein, daß $T + \frac{p}{3} = E$ wird; lassen wir nun, indem der Stab weiter dem Drucke p ausgesetzt bleibt, die Zugbelastung bis zu einem beliebigen Werte $E_1 > E - \frac{p}{3}$ steigen, so bemerken wir, daß, wenn wir den Stab von der

Digitized by Google

Druckbelastung befreien, der Teil des Stabes, der gedrückt wurde, eine geringere Dicke zeigt als der übrige Teil; wenn wir darauf den freien Stab auf Zug beanspruchen, so wird der ursprünglich gedrückte Teil erst von dem Augenblicke an eine neue Formänderung erfahren, in dem die Zugbelastung den Wert $E_1 + \frac{p}{3}$ überschreitet: die Elastizitätsgrenze also, die in dem gedrückten Teile durch Härtung entsteht, war $E_1 + \frac{p}{3}$, und die Dehnung an der Elastizitätsgrenze war gleich der größten elastischen Formänderung, die die gemeinsame Wirkung der vorhandenen Kräfte, nämlich des Druckes p und des Zuges E_1, hervorbrachte.

Man hat sich auch veranlaßt gesehen, Diagramme aufzustellen, die die Belastungen pro Einheit des Restquerschnittes, als Funktion der Dehnungen darstellen, und zwar für Zug sowohl als für Druck; in der Periode der Einschnürung wurden als Abszissen der Zug-

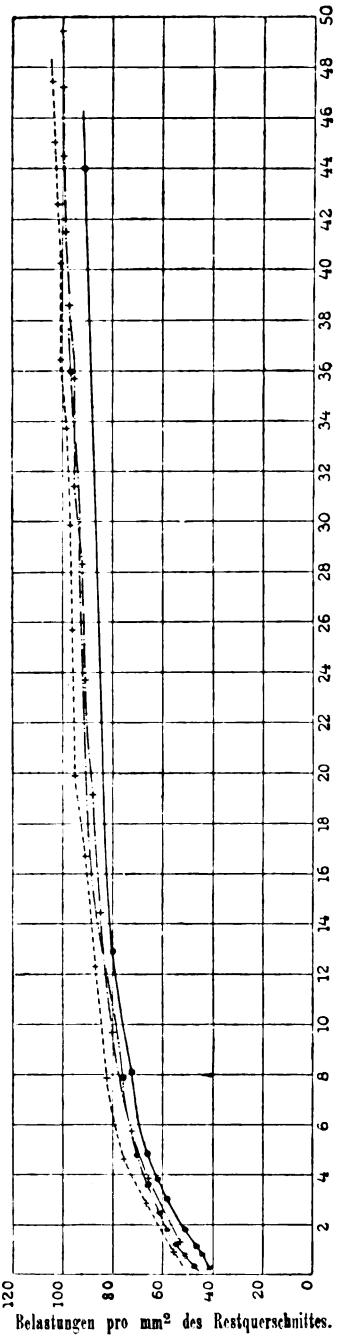


Fig. 5.

Zug- und Druckkurven, bezogen auf den Restquerschnitt. Zugstab von 13·8 mm Durchmesser und Spannungsmesser von 13·8 mm Höhe und 8 mm Durchmesser. Scheibe AR von der Röhre 30 Nr. 6 von Le Creusot.

Die aus den Dehnungen erhaltenen Punkte sind durch ● dargestellt, die aus den Zusammendrückungen durch +.

Digitized by Google

belastungen die Einschnürungsdehnungen gewählt. Um bei Druck stets eine zylindrische Form des Probekörpers zu erhalten, wurden die beiden Grundflächen gefettet.

Man hat festgestellt, daß innerhalb der für solche Versuche möglichen Genauigkeitsgrenzen und unter Beobachtung des für diese Untersuchung notwendigen Näherungsgrades die auf solche Weise aufgestellten Zug- und Druckdiagramme in ihrem ganzen gemeinsamen Verlauf übereinstimmen.

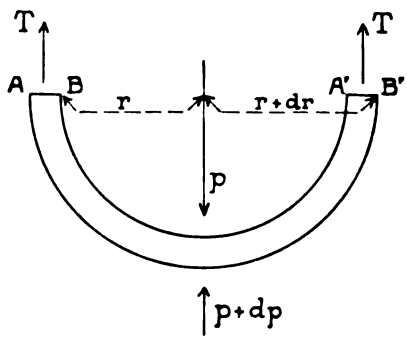


Fig. 6.

Diese Feststellung ist sehr interessant; in der deformierten Röhre werden tatsächlich die der Außenfläche nahe gelegenen Fasern in der Regel durch Zugspannungen verlängert, die der Innenfläche benachbarten Fasern dagegen durch Druckspannungen verkürzt; aus der Identität der beiden aufgestellten Diagramme folgt die Kontinuität der Härtungswirkungen innerhalb der Dicke der Röhre.

Die Untersuchung der deformierten Röhre beruht auf folgenden Grundsätzen. Führen wir in der unbegrenzt angenommenen zylindrischen Röhre zwei gerade Schnitte in einem gegenseitigen Abstande gleich der Längeneinheit und denken wir uns zwischen diesen beiden Schnitten zwei zur Achse konzentrische Fasern sehr nahe den Radien r, bzw. $r + dr$; betrachten wir nun den Halbzylinder, der von diesen Fasern begrenzt wird und der z. B. unterhalb des Schnittes längs des horizontalen Durchmessers liegt; man kann ihn als von dem oberen Halbzylinder vollkommen getrennt annehmen, wenn man an den Trennungsflächen A B und A' B' Zugkräfte T anbringt, die die Wirkung des oberen Teiles darstellen; es seien p und $p + dp$ die Druckspannungen, die auf die Fasern der Radien r und $r + dr$ wirken. Das gesamte betrachtete System wird dann nach abwärts durch eine Kraft gleich $2pr$ und nach aufwärts durch eine Kraft gleich $2(p + dp)(r + dr) + 2T dr$ belastet; wir haben demnach folgende Gleichgewichtsbedingung:

Digitized by Google

$$(p + dp)\,(r + dr) + T\,dr = p\,r \qquad \text{oder}$$

$$\frac{d\,(p\,r)}{dr} = -\,T. \tag{1}$$

Andererseits nehmen wir an, daß in den Teilen, die eine Formänderung erleiden, die durch Härtung entstehende Elastizitätsgrenze der Bedingung genügt

$$T + \frac{p}{3} = E, \text{ wenn } T > p,$$

bzw.

$$p + \frac{T}{3} = E, \text{ wenn } p > T. \tag{2}$$

Außerdem ändert sich die Fläche des Röhrenschnittes nicht, so daß man, wenn ∂ die den Deformationen entsprechende Änderung darstellt, schreiben kann

$$\partial\,(r_1^{\,2} - r_0^{\,2}) = 0,$$

oder wenn die ∂r genügend klein sind,

$$r_1\,\partial r - r_0\,\partial r_0 = 0, \qquad \frac{\partial r_1}{r_1} = \frac{r_0^{\,2}}{r_1^{\,2}}\,\frac{\partial r_0}{r_0},$$

oder ganz allgemein

$$\frac{\partial r}{r} = \frac{\dfrac{\partial r_0}{r_0}\,r_0^{\,2}}{r^2} = \frac{\dfrac{\partial r_1}{r_1}\,r_1^{\,2}}{r^2} = \frac{c}{r^2}. \tag{3}$$

Die Beziehung, die zwischen E und $\frac{\partial r}{r}$ besteht, ist dieselbe, die wir aus den Zug- und Druckversuchen finden; man kann also schreiben

$$E = f\left(\frac{\partial r}{r}\right),$$

womit die Aufgabe gelöst ist.

In der vorgenommenen Untersuchung ist man dazugelangt, außerhalb der rein elastischen Periode noch zwei andere Perioden zu unterscheiden:

1. die halbelastische Periode oder die Periode partieller Härtung. Diese Periode, die in der Skala der wachsenden Drücke eine Festigkeitsausdehnung einnimmt, die genau mit derjenigen der rein elastischen Periode (für eine Wandstärke ungefähr gleich dem inneren Durchmesser) übereinstimmt, ist dadurch charakterisiert, daß die Röhre in Spannung versetzt wird oder sich selbst mit umschnürenden Ringzonen versieht.

Digitized by Google

Unter der Einwirkung allmählich wachsender Drücke nehmen die Metallfasern mit der innersten Faser beginnend, nacheinander bleibende Formänderungen an; die so unter dem Drucke deformierten Fasern bleiben auch nach Aufhebung der Belastung deformiert und verhindern, daß die äußeren Fasern in ihre ursprüngliche Lage zurückkehren; erstere erhalten letztere mehr oder weniger gespannt, auch wenn sie selbst durch die umgekehrte Wirkung zusammengedrückt werden; es folgt hieraus, daß in der in Ruhe befindlichen Röhre Spannungen entstehen, die denjenigen vergleichbar sind, die in einer zusammengesetzten mit Ringen umspannten Röhre auftreten; es zeigt sich übrigens, daß die einfache Röhre bei der Deformation von selbst die ideale Form kontinuierlicher Reifbewehrung annimmt, die in einer unendlich großen Menge unendlich dünner Röhren besteht, die mit einer derartigen Zwängung ineinander geschachtelt sind, daß alle Röhren zu gleicher Zeit, unter der Einwirkung eines wachsenden inneren Druckes, ihre Elastizitätsgrenze erreichen und an der Aufnahme der Belastung gleichmäßig beteiligt sind.

Die halbelastische Periode erreicht mit dem Augenblicke ihr Ende, in dem die äußere Faser eine bleibende Formänderung erfährt, d. h. wenn ihre Dehnung unter dem Drucke größer wird als die der Elastizitätsgrenze des Metalles entsprechende Dehnung.

Im Verlaufe dieser Periode nähern sich die bleibenden Formänderungen der inneren Faser, die zunächst im Verhältnis zu den Belastungen sehr gering sind, allmählich der Größenordnung der bleibenden Formänderungen des gezogenen Stabes.

2. die Periode allgemeiner Kalthärtung.

In dieser Periode, deren Festigkeitsausdehnung wesentlich größer ist als bei den vorhergenden (wenigstens für Wandstärken, die dem inneren Durchmesser ziemlich gleich sind), bewirkt jede Erhöhung des inneren Druckes eine Vergrößerung der Härtung in allen Fasern. Unter Berücksichtigung der gewöhnlichen Qualitätsverschiedenheiten der Stähle und für Röhren von gewisser Dicke werden die inneren Fasern auf Druck, die äußeren auf Zug beansprucht; hieraus folgt, daß der Metallkörper, der für Zerdrückung eine viel größere Fähigkeit der Formänderung besitzt als für Dehnung, in seinen inneren Fasern sehr erhebliche Formänderungen erfahren kann.

Was die Geschütze betrifft, so führt die vorstehende Untersuchung, deren Ergebnisse durch den Versuch bestätigt werden,

Digitized by Google

zu folgendem praktischen Schlusse: es erscheint möglich, indem man bleibende Formänderungen zuläßt, Geschütze herzustellen, die in bezug auf Festigkeit und Wirtschaftlichkeit den jetzigen weit überlegen sind; und wenn ein Größtwert an Festigkeit festgesetzt werden sollte, der von den im Dienste stehenden Stücken verlangt werden könnte, unter Bedingungen, die den jetzigen ähnlich sind (Wandstärke ungefähr gleich dem inneren Durchmesser), so scheint es, daß man einen Größtwert von über 15.000 kg/cm² zulassen sollte.[1])

[1]) Betreffs der vollständigen Untersuchung vgl. „Le Memorial d'Artillerie Navale", 1912.

Untersuchung über die Bruchfestigkeit zylindrischer Röhren. („Le Memorial d'Artillerie Navale", 1912). Das Gleichgewicht deformierter Röhren von Ingenieur Gal Jakob.

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

X6

ÜBER EIN MITTEL, SCHIENENBRÜCHE IM VORAUS ZU ERKENNEN.

Von **A. Mesnager**, Paris.

(Übersetzt von Dipl. Ing. R. Hauer, Berlin.)

Nach den Veröffentlichungen von Stead und Ledebur, 1897, sowie von Dormus in der „Zeitschrift des österreichischen Ingenieur- und Architekten-Vereines", 1898, weiß man, daß die Schienen bisweilen auf der Kopffläche Querrisse zeigen, die eine Gefahr für einen Schienenbruch bilden.[1]) Im allgemeinen wird jedoch dieser Erscheinung nicht die Bedeutung beigemessen, die sie mir bei Schienenbrüchen auf freier Strecke zu haben scheint. Man hat im Laboratorium der »Ecole des Ponts et Chaussées« in der Tat festgestellt, daß mindestens drei Viertel aller Schienen, die ihm vom Aufsichtsdienst infolge von Brüchen übergeben werden, diese sehr ausgeprägten Risse an der Oberfläche zeigen. Einige andere brechen infolge von Rissen im Stege, aber dies sind im allgemeinen Schienen, die Spuren von Herstellungsfehlern aufweisen oder mit derartig hervortretenden Mängeln behaftet sind, daß man sie nicht hätte übernehmen sollen.

Die symmetrischen Schienen, die Risse an der Oberfläche zeigen, brechen infolge Biegung in dem Falle, daß die beanspruchte Faser gezogen wird, unter wesentlich geringerer Belastung, als wenn diese Faser gedrückt wird. Der Widerstand sinkt von $^1/_2$ bis zu $^7/_8$. Die Verminderung ist natürlich je nach der Bedeutung der Risse verschieden. Diese können Tiefen erreichen, die nach

[1]) Vgl. auch die Arbeiten von Frémont, in denen auf die früheren Bearbeitungen dieses Gegenstandes verwiesen ist.

Digitized by Google

Millimetern zählen; man findet solche bis 4 und 8 mm. Probestücke, die Schlagproben mit Kerben von 5 mm Tiefe ausgesetzt wurden, sind außerhalb der Kerben an der Stelle dieser Risse gebrochen. Im Gegensatz hierzu weisen Schienen, die sogar an der Oberfläche ziemlich bedeutend abgenutzt sind und sich gut halten, keine Risse auf. Diese Risse zeigen je nach den Umständen verschiedenes Aussehen. Bisweilen sind sie fast alle senkrecht zur Schienenachse (Fig. 1); in anderen Fällen haben sie eine polygonale Form (Fig. 2). Man kann unmöglich die auffallende Analogie dieser netzartigen Figuren mit denen übersehen, die man bei kalt gerecktem Messing und

Fig. 1.

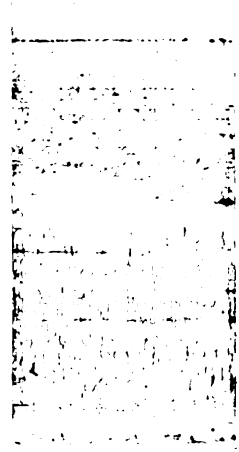


Fig. 2.

kalt gerecktem Bronze beobachtet, und die schließlich ihren Bruch verursachen.

Es ist begreiflich, daß beim Vorüberrollen der Züge die Zugspannungen, die im Schienenkopf oberhalb der Stützpunkte auf den Schwellen entstehen, einen Schienenbruch unter solchen Lasten hervorbringen können, die von der unversehrten Schiene ohne jeden Schaden ausgehalten werden würden.

Es fragt sich daher, wie man diese Risse erkennen kann.

Auf manchen Schienen sind sie ohne weitere Bearbeitung der Schienenkopffläche zu sehen; in der Mehrzahl der Fälle aber muß man die Oberfläche mittels Feile, Schleifstein oder Schmirgelpapier von einer sehr harten Metallschicht von ungefähr $^1/_{10}$ mm

Digitized by Google

Dicke befreien, die die Risse verdeckt und die unter dem Drucke der Räder über die Fließgrenze beansprucht worden zu sein scheint. Wenn man sodann während einiger Minuten auf der Oberfläche eine schwache Lösung Salzsäure oder gewöhnlicher Handelsschwefelsäure, mit ihrem zehnfachen Volumen Wasser verdünnt, ausbreitet, so treten hierdurch selbst die feinsten Risse deutlich hervor. Man kann sie photographieren.

Hat man Zeit zur Verfügung, so kann man nach dieser ersten Behandlung die Oberfläche sorgfältig abreiben und eine Lösung von ungefähr 3%igem Tannin oder Gallussäure mit einem

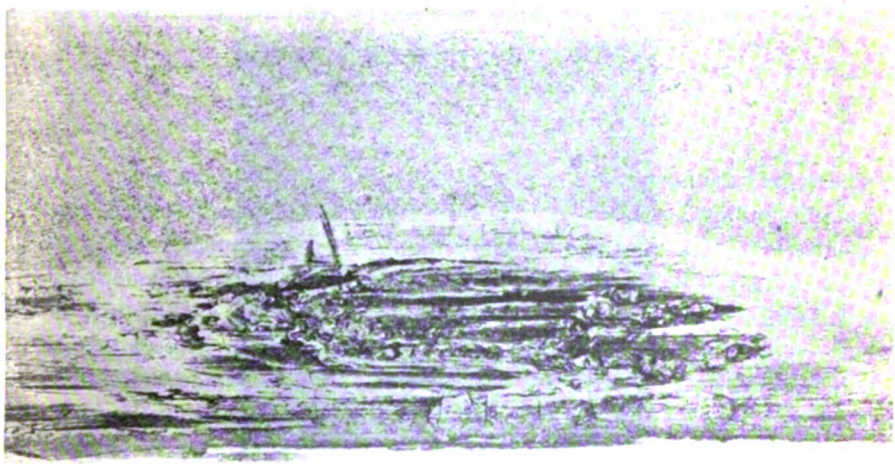


Fig. 3

Pinsel aufbringen. Diese Lösung läßt man bis zur Eintrocknung stehen, was 3 bis 4 Minuten dauert. Auf diese Weise bildet man in jedem Risse mit dem Oxyd eine tintenschwarze Flüssigkeit. Reibt man sodann mit einem trockenen Tuche nach, so wird die Oberfläche zwischen den Rissen hellglänzend, während sich diese schwarz abheben und sehr deutlich hervortreten.

Es ist möglich, dieses Verfahren zur Auffindung gefahrbringender Schienen auch dann anzuwenden, wenn das Gleis im Betrieb ist. Man muß dann die Bearbeitung in einer Zugpause vornehmen. Man weiß, daß Schienenbrüche viel häufiger an Punkten entstehen, an denen die Zuggeschwindigkeit gewöhnlich

Digitized by Google

gemindert und durch das Bremsen die Oberfläche der Schienen in Mitleidenschaft gezogen wird.

Jüngst machte mich Herr Sabouret, Oberingenieur beim Material- und Zugförderungsdienst der Paris-Orléans-Bahn, auf eine Verbesserung dieses Untersuchungsverfahrens aufmerksam, die in seinem Dienstbezirk angewendet wird. Man säubert die Oberfläche der Schiene und behandelt sie, wie oben angegeben. Hierauf beschmiert man sie mit gut flüssiger Druckerschwärze, und wenn nötig erwärmt man ein wenig, um diese Schwärze in die Ritzen eindringen zu lassen. Dann wird sorgfältig abgewischt. Auf diese Weise erhält man eine Oberfläche, die wie eine Kupferstichplatte präpariert ist. Wenn man mit ge-

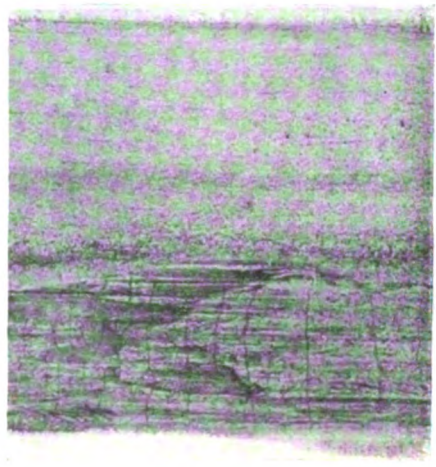


Fig. 4.

nügendem Druck ein Blatt weißen Papieres auf die Oberfläche legt, so erhält man ein Bild dieser Fläche mit allen ihren Rissen und Fehlern. Die folgenden Figuren ermöglichen es, sich hiervon zu überzeugen. Man bemerkt in Fig. 3 die Bremswirkung des Rades auf die Schiene. Durch die Erwärmung wird die gehärtete Oberfläche an den Rändern der abgerissenen Stelle deutlich erkennbar. Die Fig. 4 zeigt ein Netz von Rissen, das auf dieser gehärteten Oberfläche entstanden ist.

Durch dieses Mittel ist man häufig in der Lage, nach einer Entgleisung die erste Ursache des Unfalles zu erkennen; man kann z. B. erfahren, ob die Schiene infolge innerer Sprünge schadhaft war, oder ob der Zug aus anderem Grunde entgleist ist.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

X 7

ERPROBUNG VON SCHIENEN AUF DEHNUNG UND ZÄHIGKEIT MITTELS DER SCHLAGPROBEMASCHINE.*)

Von **Dr. P. H. Dudley**, beratender Ingenieur der New York Central Lines, New-York, City.

(Übersetzt von Ing. J. Fleischmann, Wien.)

Die in der vorliegenden Abhandlung besprochenen Dehnungs- und Zähigkeitsproben mit Stahlschienen wurden, im Zusammenhange mit der Erzeugung der Schienen im Walzwerk, auf der Schlagprobemaschine vorgenommen. Als Versuchsmaterial dient ein 4 bis 5 Fuß langes Stück vom Ende (Schopf) des Schienenstabes. Die Ergebnisse sind aus den beigefügten Tabellen der Dehnungs- und Zähigkeitsversuche zu entnehmen, von welchen Tabellen den Gewerken eine Abschrift zur Verfügung gestellt wurde. Die Endstücke wurden 3 bis 4 Stunden, nachdem die Ingots einer Charge gegossen worden waren, erprobt und die Ergebnisse in bezug aur die Zähigkeit des fertiggewalzten Stahles waren maßgebend für die Erzeugung der weiteren Chargen des gleichen Tages.

Die Bestimmung der Dehnung des Metalles im Schienenkopf oder Schienenfuß mittels der Schlagprobemaschine, und zwar unter einem einzigen Schlag wurde im Jahre 1891 durch den Verfasser für Bessemerflußstahl (von 18 bis 30 Schienen pro Hitze) eingeführt, als er im allgemeinen auf das starke, schwere Profil überging. Die Zähigkeit des Metalles konnte mit Rücksicht auf die damaligen, im großen Radius sanft abgerundeten Hämmerköpfe nicht voll-

*) Siehe „Elongation and Ductility of Tests of Rail Sections under the Manufacturers Standard Drop Testing Machine" („Dehnungs- und Zähigkeitsversuche mit Schienenprofilen auf der einheitlichen Schlagprobemaschine der Erzeuger"), Bd. X, Amerikanischer Verband f. d. Materialprüfungen der Technik.

Digitized by Google

Tabelle Nr. 1.

Basische Martinschienen, 100 lbs per yard (zirka 50 kg/m), Profil 10001. Trägheitsmoment 43·8, Zoll ^{4}, erzeugt von der G. Steel Companie für die N. Y. C. Lines, gewalzt 2. März 1911. Fallhöhe 20 Fuß (6·1 m), Hammerbär 2000 lbs (908 kg), Entfernung der Stützen von Achse zu Achse 3 Fuß (915 mm), Ingots 20 × 24 Zoll (510 × 610 mm) gegossen in 6 Schienenlängen. Blöcke geschnitten, nicht wiedererhitzt, gewalzt in 2—3 Schienenlängen.

Charge Nr. 54.088	Schiene Nr. 144	Ingot Nr. 24	Datum 2./3.	C 0·67	Mn. 0·82	Si. 0·19	Ph. 0·024	Sul. 0·040	Cu.	Bemerkungen
Ingot Nr.	Anzahl der Schläge	bleibende Setzung Zoll	Dehnung per Zoll						Zusammen	
			1. Zoll	2. Zoll	3. Zoll	4. Zoll	5 Zoll	6. Zoll		
2	1	1·5	1·03	1·05	1·06	1·06	1·05	1·03	6·28	Temp. 38°
	2	2·7	1·08	1·10	1·12	1·12	1·08	1·05	6·25	
	3	gebrochen	1·10	1·14	1.19	1·21	×1·15	1·10	6·89	# 19
12	1	1·5	1·04	1·05	1·07	1·05	1·04	1·02	6·27	
24	1	1·5	1·04	1·05	1·05	1·06	1·05	1·02	6 27	

Charge Nr. 51098	Schiene Nr. 137	Ingot Nr. 23	Datum 2./3.	C. 0·72	Mn. 0·81	Si. 0·20	Ph. 0·026	Sul. 0·026	Cu.	Bemerkungen
Ingot Nr.	Anzahl der Schläge	bleibende Setzung Zoll	Dehnung per Zoll						Zusammen	
			1. Zoll	2. Zoll	3. Zoll	4 Zoll	5. Zoll	6. Zoll		
2	1	gebrochen	1·03	1·04	1·04	×1·04	1·03	1·01	6·19	Temp. 38°
	Wiederholungsprobe	gebrochen	1·02	1·02	1·03	1·03	1·03	1·01	6·14×	
		1·2	1·03	1·04	1·05	1·05	1·04	1·03	6·24	
		gebrochen	1·04	1·04	1·06	1·07	1·07	1·04	6·32	# 20
11	1	1·3	1·03	1·05	1·05	1·05	1·04	1·01	6·23	Hitze zurückgewiesen
	2	gebrochen	1·04	1·05	1·07	×1·06	1·04	1·02	6·28	
23	1	gebrochen	1·03	1·03	1·03	×1·03	1·02	1·00	6·14	
	Wiedhlpr.	gebrochen	1·01	1·02	1·04	1·03	1·03	1·02	6·15	

ständig erschöpft werden, sie wurde aber gelegentlich bei einem Endstück durch einen einzigen, auf die Seite geführten Schlag nahezu erreicht.

Die Dehnungs- und die die Zähigkeit vollständig erschöpfenden Proben wurden 1910 eingeführt für Chargen von 8000 t basischen Martinflußstahls (Chargen von 96 bis 180 Schienen, je nach dem Gewicht), um bei den Schienen eine einheitlichere Zähigkeit und Homogenität zu gewährleisten. Im Jahre 1911 wurden 106.000 t nach den Liefervorschriften der New York Central Lines gewalzt,

Digitized by Google

von denen die Bestimmungen bezüglich der chemischen Zusammensetzung und der Schlag- und Zähigkeitskeitsproben im folgenden angeführt seien:

1. Chemische Zusammensetzung.

	Schienen von		
	80 lbs (rund 40 kg/m)	90 lbs (rund 45 kg/m)	100 lbs (rund 50 kg/m)
Kohlenstoff	0·55—0·68	0·60—0·73	0·62—0·75
Mangan	0·70—1·00	0·70—1·00	0·70—1·00
Silizium	0·10—0·20	0·10—0·20	0·10—0·20
Phosphor nicht über	0·04	0·04	0·04

Tabelle Nr. 2.

Basische Martinschienen, 90 lbs per yard (zirka 45 kg/m), Profil 9002. Trägheitsmoment 84·0, Zoll 4, erzeugt von der G. Steel Companie für die N. Y. C. Lines, gewalz 1. Juni 1911. Fallhöhe 18 Fuß (5·5 m), Hammerbär 2000 lbs (908 kg), Entfernung der Stützen von Achse zu Achse 3 Fuß (915 mm), Ingots 20 × 24 Zoll (510 × 610 mm), gegossen in 7 Schienenlängen. Blöcke geschnitten, aber nicht wiedererhitzt, gewalzt in 3—4 Schienenlängen.

Charge Nr. 54260	Schiene Nr. 161	Ingot Nr. 28	Datum 1. 6.	C. 0·65	Mn. 0·80	Si. 0·16	Ph. 0·023	Sul. 0·038	Cu.	Bemerkungen
Ingot Nr.	Anzahl der Schläge	bleibende Setzung Zoll	Dehnung per Zoll						Zusammen	
			1. Zoll	2. Zoll	3. Zoll	4. Zoll	5. Zoll	6 Zoll		
2	1	1·5	1·04	1·05	1·06	1·06	1·05	1·04	6·30	Temp. 78°
	2	2·8	1·09	1·11	1·13	1·11	1·10	1·08	6·62	# 11
	3	gebrochen	1·11	1·13	×1·15	1·12	1·10	1·08	6·69	
11	1	1·5	1·04	1·05	1·05	1·05	1·05	1·04	6·28	
23	1	1·5	1·05	1·05	1·06	1·05	1·05	1·04	6·30	

Charge Nr. 52272	Schiene Nr. 148	Ingot Nr. 23	Datum 1. 6.	C. 0·71	Mn. 0·79	Si. 0·20	Ph. 0·030	Sul. 0·047	Cu.	Bemerkungen
Ingot Nr.	Anzahl der Schläge	bleibende Setzung Zoll	Dehnung per Zoll						Zusammen	
			1. Zoll	2. Zoll	3. Zoll	4. Zoll	5. Zoll	6. Zoll		
2	1	1·4	1·04	1·04	1·05	1·05	1·04	1·03	6·25	Temp. 78°
11	1	1·4	1·04	1·05	1·05	1·05	1·04	1·03	6·27	# 12
	2	2·5	1·05	1·07	1·10	1·11	1·08	1·06	6·47	
	3	gebrochen	1·05	1·07	×1·11	1·12	×1·08	1·07	6·50	
23	1	1·4	1·04	1·05	1·05	1·05	1·05	1·03	6·27	

Digitized by Google

Um die chemische Zusammensetzung den speziellen Fabrikationsbedingungen der einzelnen Werke anpassen zu können, soll der die Eisenbahn vertretende Ingenieur, welcher die Erzeugung der Ingots, deren Erwärmen, Vorstrecken und Auswalzen beaufsichtigt, das Recht haben, die untere oder mittlere Grenze von Silizium oder Mangan oder von beiden, mit dem mittleren Kohlenstoffgehalt als Arbeitsbasis für die Erzeugung des Stahles zu wählen, je nachdem er dies im Interesse der Erzielung entsprechender, lunkerfreier Ingots und eines zähen Walzproduktes, sowie mit Rücksicht auf die Einrichtungen des betreffenden Werkes für angezeigt hält.

Tabelle Nr. 3.

Basische Martinschienen, 80 lbs per yard (zirka 40 kg/m), Profil 8004. Trägheitsmoment 26·2, Zoll ^{4}, erzeugt von der G. Steel Companie für die N. Y. C. Lines, gewalzt 26. Mai 1911. Fallhöhe 18 Fuß (5·5 m), Hammerbär 2000 lbs (908 kg), Entfernung der Stützen von Achse zu Achse 3 Fuß (915 mm), Ingots 20 × 24 Zoll (510 × 610 mm), gegossen in 8 Schienenlängen. Blöcke geschnitten, nicht wiedererhitzt, gewalzt in 2—4 Schienenlängen.

Charge Nr. 53251	Schiene Nr. 183	Ingot Nr. 23	Datum 26./5.	C. 0·60	Mn. 0·75	Si. 0·14	Ph. 0·021	Sul. 0·032	Cu.	Bemerkungen
Ingot Nr.	Anzahl der Schläge	bleibende Setzung Zoll	Dehnung per Zoll						Zusammen	
			1. Zoll	2. Zoll	3. Zoll	4. Zoll	5. Zoll	6. Zoll		
2	1	2·0	1·08	1·08	1·09	1·07	1·07	1·03	6·39	Temp. 78°
11	1	2·1	1·05	1·07	1·09	1·08	1·06	1·05	6·40	
23	1	1·9	1·04	1·05	1·09	1·08	1·07	1·05	6·38	
	2	3·5	1·07	1·10	1·15	1·17	1·15	1·10	6·74	
	3	gebrochen	1·08	1·12	1·18	1·17	1·15	1·11	6·81	

Charge Nr. 52253	Schiene Nr. 176	Ingot Nr. 22	Datum 26. 5.	C. 0·60	Mn. 0·72	Si. 0·12	Ph. 0·022	Sul. 0·035	Cu.	Bemerkungen
Ingot Nr.	Anzahl der Schläge	bleibende Setzung Zoll	Dehnung per Zoll						Zusammen	
			1. Zoll	2. Zoll	3. Zoll	4. Zoll	5. Zoll	6. Zoll		
2	1	2·3	1·04	1·04	1·05	1·07	1·09	1·08	6·37	Temp. 78°
	2	4·6	1·04	1·07	1·11	1·15	1·19	1·20	6·76	# 16
	3	gebrochen	1·04	1·07	1·12	1·18	1·22	1·20	×6·83	
11	1	2·3	1·03	1·04	1·07	1·09	1·09	1·08	6·40	
22	1	2·3	1·04	1·05	1·07	1·09	1·08	1·07	6·40	

Digitized by Google

4. Schlag- und Zähigkeitsproben.

Ein Schlagversuch ist durchzuführen mit einem Abschnitt aus dem oberen Teil des zweiten, mittleren und letzten vollen Ingot einer Charge. Der Abschnitt soll 4 bis 6 Fuß (1·22 bis 1·52 m) lang sein und am Fuße, Kopf oder an einer anderen gewünschten Stelle mittels einer Meßstange in 6 Abständen zu 1 Zoll (25·4 mm) gestempelt werden.

Tabelle Nr. 4.

Basische Martinschienen, 100 lbs per yard (zirka 50 kg/m), Profil 1001, Trägheitsmoment 48·5, Zoll ⁴, erzeugt von der B. Steel Company für N. Y. C. & H. R. R. Co., gewalzt 31. Dezember 1910. Fallhöhe 20 Fuß (6·1 m), Hammerbär 2000 lbs (908 kg), Entfernung der Stützen von Achse zu Achse 3 Fuß (915 mm), Ingots 19 × 19 Zoll (485 × 485 mm), gegossen in 3 Schienenlängen. Blöcke geschnitten, nicht wiedererhitzt, gewalzt in 3 Schienenlängen.

Charge Nr. 5236	Schiene Nr. 114	Ingot Nr. 38	Datum 31./12.	C. 0·742	Mn. 0·84	Si. 0·160	Ph. 0·025	Sul. 0·043	Cu.	Bemerkungen
Ingot Nr.	Anzahl der Schläge	bleibende Setzung Zoll	Dehnung per Zoll						Zusammen	
			1. Zoll	2. Zoll	3. Zoll	4. Zoll	5. Zoll	6. Zoll		
2	1	1·2	1·04	1·05	1·05	1·05	1·04	1·04	6·27	
18	1	gebrochen	1·01	1·00	1·02	1·03	1·03	1·03	6·11	gekühlte Probe
18	1	1·2	1·04	1·03	1·04	1·05	1·05	1·03	6·24	Wiederholungsprobe
38	1	1·2	1·05	1·05	1·07	1·05	1·04	1·03	6·29	
38	2	2·2	1·07	1·08	1·12	1·12	1·10	1·05	6·54	
38	3	gebrochen	1·07	1·08	1·12	1·12	1·10	1·05	6·54	
1	1	1·3	Werksprobe		Fallhöhe 18					

Charge Nr. 8816	Schiene Nr. 120	Ingot Nr. 40	Datum 31./12.	C. 0·748	Mn. 0·80	Si. 0·177	Ph. 0·024	Sul. 0·045	Cu.	Bemerkungen
Ingot Nr.	Anzahl der Schläge	bleibende Setzung Zoll	Dehnung per Zoll						Zusammen	
			1. Zoll	2. Zoll	3. Zoll	4. Zoll	5. Zoll	6. Zoll		
2	1	1·3	1·05	1·06	1·05	1·07	1·04	1·04	6·31	
2	2	2·3	1·10	1·12	1·10	1·10	1·07	1·06	6·55	
2	3	3·4	1·12	1·16	1·16	1·13	1·07	1·07	6·71	
2	4	gebrochen	1·13	1·16	1·16	1·13	1·07	1·07	6·72	
18	1	1·2	1·04	1·05	1·05	1·06	1·04	1·04	6·28	
40	1	1·2	1·03	1·05	1·05	1·06	1·04	1·05	6·28	
1	1	gebrochen	Werksprobe versagt				Wiederholungsprobe 1·2–1·1			

Digitized by Google

Jedes Stück muß nach einem einzigen Schlag der Probemaschine aus 18 Fuß (5·5 m) Fallhöhe für Profile von 80 oder 90 lbs/yard (40 oder 45 kg/m) bzw. aus 20 Fuß (6·1 m) Fallhöhe für solche von 100 lbs (50 kg/m) mindestens eine Dehnung von 6% für jeden Zoll oder 5% für zwei aufeinanderfolgende Zoll zeigen, bevor der Bruch stattfindet, damit die Charge übernommen werden kann.

Das Probestück oder der Schopf kann durch die mehrmalige Einführung in die Walzen oder auch durch irgendeine andere Arbeitsverzögerung einer unbeabsichtigten Abkühlung (Härtung) ausgesetzt werden; wenn ein solches bei einem einzigen Schlag bricht, ohne die verlangten Dehnungsprozente aufzuweisen, muß es

Tabelle Nr. 5.

Basische Martinschienen, 80 lbs per yard (zirka 40 kg/m), Profil 801. Trägheitsmoment 28·5, Zoll 4, erzeugt von der B. Steel Company für die N. Y. C. & H. R., gewalzt 18. November 1911. Fallhöhe 18 Fuß (5·5 m), Hammerbär 2000 lbs (908 kg), Entfernung der Stützen von Achse zu Achse 3 Fuß (915 mm), Ingots 19 × 19 Zoll (485 × 485 mm), gegossen in 4 Schienenlängen. Blöcke geschnitten, nicht wiedererhitzt, gewalzt in 4 Schienenlängen.

Charge Nr. 7883	Schiene Nr. 152	Ingot Nr. 88	Datum 18./11.	C. 0·644	Mn. 0·90	Si. 0·118	Ph. 0·018	Sul. 0·050	Cu.	Bemerkungen
Ingot Nr.	Anzahl der Schläge	bleibende Setzung Zoll	Dehnung per Zoll						Zusammen	
			1. Zoll	2. Zoll	3. Zoll	4. Zoll	5. Zoll	6. Zoll		
2	1	1·6	1·04	1·05	1·07	1·07	1·06	1·05	6·34	# 2
20	1	1·6	1·05	1·06	1·07	1·06	1·05	1·03	6·32	# 20
	2	3·1	1·09	1·11	1·16	1·16	1·11	1·08	6·71	
	3	gebrochen	1·09	1·12	1·16	×1·16	1·11	1·08	6·72	P. M.
38	1	1·7	1·06	1·06	1·08	1·07	1·06	1·04	6·37	# 38

Charge Nr. 1324	Schiene Nr. 140	Ingot Nr. 35	Datum 18. 11.	C. 0·635	Mn. 0·97	Si. 0·112	Ph. 0·036	Sul. 0·065	Cu.	Bemerkungen
Ingot Nr.	Anzahl der Schläge	bleibende Setzung Zoll	Dehnung per Zoll						Zusammen	
			1. Zoll	2. Zoll	3. Zoll	4. Zoll	5. Zoll	6. Zoll		
2	1	1·7	1·05	1·07	1·08	1·07	1·05	1·04	6·36	# 2
20	1	1·7	1·05	1·06	1·08	1·08	1·06	1·04	6·37	# 20
35	1	1·6	1·04	1·06	1·07	1·07	1·05	1·03	6·32	# 35
	2	gebrochen	1·08	1·12	1·13	×1·09	1·07	1·05	6·54	P. M.

Digitized by Google

als Material von minderwertiger Zähigkeit oder gehärtetes Material betrachtet werden und die betreffenden Resultate sind dann auszuscheiden.

Der Aufsichtsingenieur der betreffenden Bahn muß sodann von dem Ende der demselben Ingot entstammenden A- oder B-Schienen eine zweite Probe entnehmen, und zwar entsprechend dem mehr oder weniger hohen Prozentsatz des vorhandenen Schienenabfalles, und nach den Ergebnissen dieser Ersatzprobe bestimmen, ob das Stück die in den Bedingungen vorgesehene Zähigkeit besitzt oder nicht.

Die Unterscheidung zwischen durch Abkühlung gehärteten kaltgereckten Versuchsstücken und solchen von unzulänglicher Zähigkeit muß im Sinne der obenbeschriebenen Versuche festgelegt werden, ehe Material zurückgewiesen wird oder Schienen übernommen werden.

Wenn ein Versuchstück nach dem ersten Schlag der Probemaschine nicht bricht, aber auch nicht den verlangten Prozentsatz von Dehnung aufweist, muß dasselbe in der gleichen Lage einem zweiten Schlag unterworfen werden und es ist sodann das Ergebnis dieses letzteren als maßgebend zu betrachten.

Bei mindestens einer Probe von jeder Charge soll die Zähigkeit durch einen oder mehrere Schläge der Schlagprobemaschine bis zur Erschöpfung beansprucht werden und gleichzeitig ein Verzeichnis der bezüglichen Dehnungen jeder einzelnen Probe angelegt werden.

Die Dehnung in jedem einzelnen der sechs angezeichneten Zoll wird mittels eines flexiblen Maßstabes, der in Hundertstel von Zoll geteilt ist, gemessen und es ergeben derart der nach dem Schlag abgelesene Zuwachs an Hundertstel die Dehnung pro Zoll in Prozenten, wie dieselben in den Tabellen angegeben erscheinen.

Die chemische Zusammensetzung wurde unter der Annahme eines Betriebes im Winter für Temperaturen von 30° F unter Null (zirka −1° C) berechnet, um eine hohe, je nach den Gewichten zwischen 14% und 18% sich bewegende Dehnung zu sichern, wobei der niedrigere Prozentsatz für die größeren Profile gilt. Ein solcher Betrieb im Winter erfordert einen hohen Grad von Gesundheit, Homogenität und Zähigkeit der Schienen, ähnlich demjenigen,

Digitized by Google

welchen früher Schienen aus Bessemerflußstahl von 0·06 Phosphor und 0·60 bis 0·65 Kohlenstoff bei 100 lbs/yard- (50 kg/m) Profilen aufwiesen.

Man erwartete zuerst, daß einige Chargen eine tiefere Grenze, als dies durch die Zähigkeitsproben vorgesehen wurde, zeigen würden, daß aber der Prozentsatz nach einigen, durch die in Verbindung mit der Stahlerzeugung durchgeführten Proben gewonnenen Erfahrungen und Kenntnissen, nur ein kleiner sein würde. Dies haben dann die Tatsachen bestätigt.

Bei jeder Betriebsanlage und entsprechender Walzpraxis muß die vorgeschriebene chemische Zusammensetzung ein Material von einheitlichen homogenen physikalischen Eigenschaften ergeben, und es hat sich auch das vorgeschriebene Versuchssystem, welches ermöglicht, die Profile rasch physikalisch zu erproben, sowie chargenweise den Fortschritten der Fabrikation zu folgen, als kommerziell richtig erwiesen.

Die Einrichtung dieser Dehnungs- und Zähigkeitsproben lieferte den Werken die erste Gelegenheit, die Zähigkeit des Materiales einer jeden Charge als Prüfstein für dessen Gleichförmigkeit und Homogenität zu bestimmen und sich das Ergebnis zu ihrer eigenen Information und als Wegweiser für die Stahlerzeugung für eine bestimmte Bestellung dienen zu lassen. Früher war ihre ganze Erfahrung auf eine einzige Schlagprobe mit nur 5% oder 6% Dehnung beschränkt, sie blieben in Unkenntnis bezüglich jenes Prozentsatzes der erzeugten Chargen oder Schienen, der nur die geringst zulässige Zähigkeit aufwies. Und gerade die Schienen, die jenem kleinen Prozentsatze von wenig zähem Material entstammen, erscheinen bei niedrigen Temperaturen unfähig, die rasch sich verändernden Kräfte, die den großen, im heutigen Betrieb auftretenden Biegungsmomente entsprechen, aufzunehmen und zu verteilen.

Aus diesem Grunde und mit Rücksicht darauf, daß der Raddruck und die Geschwindigkeit der Züge gewachsen ist, wird von den Schienen eine größere Homogenität und Zähigkeit gefordert. Die hier beschriebenen Dehnungs- und Zähigkeitsproben wurden eingeführt, um sich an Hand derselben entsprechende Schienen zu verschaffen.

Die Tabellen 1, 2 und 3 der Dehnungs- und Zähigkeitsproben verzeichnen die Ergebnisse für die Profile von 100, 90 und 80 lbs

Digitized by Google

(zirka 50, 45 und 40 kg/m) der A. S. C. E., die bei einigen der New York Central Lines in Verwendung stehen. Die Höhe derselben beträgt $5^3/_4$, $5^3/_8$ und 5 Zoll (147, 136 und 127 mm) und die Fußbreite ist gleich der Höhe. Kopf und Fuß enthalten je zirka 40% vom Material des ganzen Querschnittes. Die Profile sind wohl in bezug auf das Kopf- und Fußgewicht ausgeglichen, nicht aber in bezug auf die Walzung und erfordern deshalb eine große Anzahl von Nachbiegungen und Richtkaliber, um dieselben geradezurichten.

Die in den vorliegenden Tabellen verzeichneten Schienen waren alle gleicher Erzeugung und aus Ingots gleicher Abmessungen hergestellt. Die Abweichungen in der chemischen Zusammensetzung, die erforderlich waren, um bei den leichteren Profilen Brüchigkeit zu vermeiden und doch annähernd die gleichen physikalischen Eigenschaften beizubehalten, sind interessant und lehrreich. Die Zusammensetzung der 80 lbs-Schienen bezweckt, Profilen angesichts der hohen Beanspruchung, welcher sie bei niedrigen Temperaturen unterworfen sind, den höchsten Grad von Zähigkeit zu erteilen.

Die Schienen wurden direkt aus dem in Ausgleichhitze befindlichen Ingot ausgewalzt; es wurden derart die geforderten physikalischen Eigenschaften mit weniger Kohlenstoff erzielt, als dies bei Verwendung von behufs Walzung neuerlich erhitzten Blöcken möglich gewesen wäre.

Die Daten der in den Tabellen enthaltenen Rubriken sind ohne weiteres verständlich.

Bei Charge Nr. 50.088 entstammten die Proben dem 2., 12. und 24. Ingot; die Zähigkeit wurde bei dem 2. bis zur vollständigen Erschöpfung beansprucht. Die bleibende Setzung von 1·5 Zoll (38 mm) betrug etwa 0·2 Zoll (5·1 mm) über der normalen, bei dem ersten Schlag der Schlagprobemaschine erreichten, und nachdem mehr als die maximale Dehnung erzielt war, waren noch drei Schläge erforderlich, um die volle Zähigkeit von 19% in jenem 1 Zoll langen Stück der Probe zu erschöpfen, der dem Zollstück, in dem der Bruch erfolgte, zunächst lag. Dies zeigt, daß das Material homogen und zähe war. Die Zähigkeit dürfte bei einer Charge von 0·72% oder 0·75% Kohlenstoffgehalt bei gutem Stahl aus einem gut gereinigten Abguß um 2 bis 3 Punkte geringer sein.

Digitized by Google

Die Proben vom 12. und 24. Ingot zeigten beide die in den Bedingungen vorgeschriebene Dehnung; es wurde demnach die Charge übernommen.

Charge Nr. 51.098 von Ofen Nr. 51 dient als Beispiel eines Materiales, welches bei der Zähigkeitsprobe nicht entsprach. Die erste Probe vom 2. Ingot brach, ohne die bedungene Dehnung zu zeigen und ein gleiches war bei der Wiederholungsprobe der Fall, die sogar geringere Zähigkeit als ein durch rasche Abkühlung gehärtetes Stück zeigte. Die dritte Wiederholungsprobe brach bei 7% Dehnung, und das Probestück vom 11. Ingot brach auch bei 7%. Das erste Versuchsstück vom 23. Ingot brach bei 3% Dehnung und die Wiederholungsprobe bei 4%; die Charge wurde wegen mangelhafter Zähigkeit zurückgewiesen.

In diesem Werk wurden bei Beginn der Erzeugung drei Chargen zurückgewiesen. Die genaue Untersuchung derselben lieferte hinreichende Aufklärung, um in der Folge 45.000 Tonnen erzeugen zu können, ohne daß eine weitere Zurückweisung infolge ungenügender Zähigkeitsprobe notwendig geworden wäre.

Dieser Prozentsatz von Zurückweisungen war der niedrigste, der in irgendeinem Walzwerk vorgekommen ist; es zeigte sich jedoch in der Folge bei allen Werken eine entschiedene Verbesserung des geforderten Durchschnittsgrades.

Tabellen 4 und 5 zeigen Ergebnisse in betreff der Dudleyprofile von 100 lbs und 80 lbs, die bei der New York Central & Hudson River R. R. Co. in Verwendung stehen. Die Profilhöhen betragen 6, resp. $5^1/_8$ Zoll (152 und 130 mm); die Fußbreite des 100 lbs-Profiles beträgt $5^1/_2$ Zoll (140 mm), jene des 80 lbs-Profiles 5 Zoll (127 mm). Sie besitzen breite, schwache Köpfe und erkalten am Kühlbett mit geringeren Krümmungen als A. S. C. E. Profile. Bei gleicher Zusammensetzung weisen sie schließlich ein besseres Metallgefüge am Kopfe auf. Diese beiden Profile wurden von der „B" Steel Company aus Ingots von 19×19 Zoll (480×480 mm) Grundfläche gewalzt; bei diesem Querschnitt durften aus dieser nur 3 Schienen des 100 lbs-Profiles von je 33 Fuß Länge und 4 Schienen des 80 lbs-Profiles von der genannten Länge gewalzt werden. Die Ergebnisse der 100 lbs-Schienen betreffen eine Versuchsbestellung von 10.000 Tonnen, die unter Anwendung der Zähigkeits- und Dehnungsproben erzeugt wurden, wobei der Walzmeister auch die früher gehandhabte Probe mit einer 18 Fuß Schlagversuchsmaschine

Digitized by Google

zu Vergleichszwecken beibehielt. Die Walzung der 80 lbs-Schienen ist jüngsten Datums, und zwar für Schienen, die im Jahre 1912 verlegt werden sollen.

Bei den bis zur Erschöpfung durchgeführten Zähigkeitsproben brach der Fuß im Spannungszustand bei einer der Marken (P. M.). Dieser Fall, der meistens eintritt, zeigt, welch geringfügige Störung im Material genügt, den Anstoß für den Bruch zu bieten.

Die zur Erprobung dienenden Profile erfordern keine Bearbeitung; sie werden lediglich auf der Säge geschnitten, mit der Nummer der Schmelzung versehen, am Fuß oder Kopf mit dem Meßstab gezeichnet und dann unter die Schlagprobmaschine gebracht. Die zur Richtschnur für die Erzeugung der späteren Chargen dienenden Kenntnisse bezüglich Gesundheit, Homogenität und Zähigkeit des Materials sind rasch gewonnen. Die Daten der Zähigkeitsgrenze werden ofenweise untersucht und können erforderlichenfalls jedem einzelnen Schmelzer gute Dienste leisten.

Auf diese Weise ist man zu größtmöglicher Gleichförmigkeit, Homogenität und Zähigkeit des Materiales gelangt.

Die Ausscheidung von desoxydierenden Bestandteilen und Unreinigkeiten aus dem Metallbade zwecks Gewährleistung eines homogenen und gleichförmigen Stahles ist wichtiger, als man bisher annehmen zu können glaubte. Es wird dadurch vermieden, daß solche kleine Bestandteile in das sich absetzende Metall mitgeführt und sodann in den Stahl eingewalzt werden. Wenn solche Bestandteile im Schienenkopf vorkommen, werden sie den durch die rollenden Züge hervorgebrachten, wechselnden Spannungen unterworfen und tragen dann zu jenem Faktor bei, welcher die inneren Querrisse herbeiführt, die jüngst bei einer Anzahl von Schienenköpfen beobachtet wurden. Es ist Zeit erforderlich, damit die desoxydierenden Bestandteile und Unreinigkeiten aufsteigen, nachdem der Stahl in die Gießpfanne abgelassen wurde. Die verschiedenartigen Teile von desoxydierenden Körpern und sonstigen Unreinigkeiten im Stahl, ebenso wie kleine Blasen und Lunker bilden nach den sowohl theoretisch wie praktisch gemachten Erfahrungen Schwächezonen im Metall, die das Fortschreiten der Spannungen unterbrechen, dieselben in dem umgebenden Metall verstärken und dadurch oft Brüche herbeiführen.

Digitized by Google

Schlußfolgerungen.

1. Die Ergebnisse der Zähigkeits- und Dehnungsproben waren für die Werke bei der Erzeugung von Schienen, welche die vom Besteller geforderte Zähigkeit aufweisen mußten, von solchen Wert, daß das betreffende Probeprinzip als grundlegend angenommen wurde.

2. Die chemische Zusammensetzung kann entsprechend der jeweiligen Werkspraxis und den Erfordernissen des Betriebes bestimmt werden.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

X8

BERICHT ÜBER DIE FORTSCHRITTE BEI DER ERPROBUNG VON STAHLSCHIENEN.

Von **James E. Howard,**

Physik-Ingenieur im „Bureau of Standards", Washington, D. C.

(Übersetzt von J. Fleischmann.)

Die mechanischen Proben von Stahlschienen können von drei Gesichtspunkten aus betrachtet werden, und zwar:

1. in Beziehung zur Betriebsbeanspruchung,
2. in Beziehung zu den Gleisverhältnissen und
3. mit Bezug auf das metallurgische Gefüge.

Die hauptsächlichsten Beanspruchungen, denen die Stahlschienen im Betriebe unterworfen werden, sind:

a) die Durchbiegung in der Art eines Trägers,
b) die Querdurchbiegung der Flanschen des Fußes,
c) unmittelbarer Druck auf den Kopf und Kaltwalzen desselben,
d) Abscherbeanspruchung und
e) Abnützung durch Abschleifen der Lauffläche und des Spurkranzes der Räder.

Dies sind die im Betriebe auftretenden Beanspruchungen, auf welche bei Entwurf des Schienenprofiles und Auswahl des Materiales entsprechend Rücksicht genommen werden soll.

Das Fahren eines Zuges über das Gleis ist stets von diesen Beanspruchungen begleitet. Die Gleisverhältnisse sind derart, daß sie wohl die Art der Beanspruchung, aber nicht ihre Größe erkennen lassen. Das heißt, die Nachgiebigkeit des Unterbaues führt Verhältnisse herbei, die es unmöglich machen, die Beanspruchung genau zu bestimmen, die ein bestimmter Raddruck in einer Schiene von bestimmtem Widerstandsmoment und sonst bekannten physi-

Digitized by Google

kalischen Eigenschaften hervorruft. Man hat durch Versuche gefunden, daß der Druck pro Quadratzoll für die Tonne Radgewicht je nach den verschiedenen Rädern einer Lokomotive bedeutend wechselt, obgleich diese Beobachtungen unter statischen Verhältnissen gemacht wurden. Die Belastung des Kopfes erfolgt gewöhnlich exzentrisch, weil der größere Druck an der Spurseite auftritt.

In den meisten oder wahrscheinlich in allen Fällen wird durch den Raddruck die Lauffläche des Schienenkopfes sehr gestreckt, die Dichte des Stahles lokalen Veränderungen unterworfen und es werden innerliche Spannungen von bleibendem Charakter hervorgerufen. Sobald diese Schichte sich durch das Abschleifen abgenutzt hat, so wird die nächste, darunterbefindliche Metallschichte diesen inneren Spannungen unterworfen. Augenscheinlich können diese inneren Spannungen tief in das Metall des Schienenkopfes vordringen. Andererseits unterliegt die Schiene in ihrer Funktion als Träger infolge der Verschiedenheit der Radstellung wechselnden Spannungs- und Druckbeanspruchungen, während die Kaltwalzung des Kopfes der Länge nach auch Umkehrungen in der Beanspruchungsrichtung hervorruft.

Die Einflüsse des Kaltwalzens und Abschleifens verursachen ein Abwärtsdrängen (Fließen) des Metalles an der Innenseite des Kopfes und ein seitliches Fließen am obersten Teil.

Um dem zu begegnen, soll das Schienenmaterial eine gesunde Struktur besitzen. Um aber diese Gesundheit der Struktur und die Homogenität in der fertigen Schiene zu erreichen, müssen schon im Ingot und während der Formveränderung bei der Schienenwalzung bestimmte Bedingungen erfüllt sein. Die wichtigste Forderung ist die, daß Schlackeneinschlüsse im Ingot vermieden werden, die, obgleich in diesem kugelförmig, in der Schiene nadelförmig werden und parallel zu deren Achse liegen.

Die jetzt bestehenden Betriebsverhältnisse erfordern Schienen, die chemisch einen hohen Grad von Härte aufweisen, um Widerstandsfähigkeit gegenüber dem Abschleifen und dem Kaltfließen unter dem Raddruck zu gewährleisten. Jene Schiene, bei welcher diese Wirkungen auf ein Mindestmaß gebracht erscheinen, wird gegenüber den anderen den Vorzug verdienen. Es ist einleuchtend, daß das Maß, bis zu welchem das Abfließen infolge des Kaltwalzens der Räder eintreten kann, ohne einen Bruch herbeizuführen, bei hartem Stahl geringer sein wird, als bei weichem oder mittlerem.

Digitized by Google

Die Beobachtung der Betriebsbeanspruchungen, der Gleisverhältnisse und der Güte des Gefüges der Schiene führt zu mechanischen Erprobungen, die anwendbar und geeignet sind, um sich eines entsprechenden Schienenmateriales zu vergewissern. Die Kenntnis der tatsächlichen Faserbeanspruchung, die bei der im Gleis verlegten Schiene auftritt, bildet die Grundlage für die Beurteilung der maßgebenden physikalischen Eigenschaften der Schiene. Die chemische Zusammensetzung des Metalles muß sich damit in Übereinstimmung befinden.

Die Querschnittsverringerungen, welche die Schiene vom Ingot bis zum Fertigkaliber erleidet, bieten sicherlich die Gewähr für einen gut bearbeiteten Stahl. Demgegenüber wird also einem Versuch, der die Darstellung eines gut bearbeiteten Stahles bezweckt, lediglich ein ergänzender oder bestätigender Charakter zukommen. Die Vorschreibung eines bestimmten und genauen Maßes der Dehnung der Schiene in der Achsrichtung, und zwar sowohl am Kopf als auch am Fuß begegnet logischen Schwierigkeiten, weil Stahl im allgemeinen unter der Wirkung wiederholter, wechselnder Beanspruchungen bricht, ohne eine deutlich wahrnehmbare Dehnung zu zeigen.

Die Längsstreckung, die bei Schienen laufender Fabrikation gewöhnlich auftritt, weist, mit Rücksicht auf die zahlreich vorkommenden Gleismängel, auf die Notwendigkeit von mechanischen Proben hin, die es ermöglichen, sich vor der Übernahme von Schienen zu schützen, welche derartige Mängel aufweisen. Solche Proben würden auch einen wohltätigen Einfluß auf die Durchführung von Verbesserungen bei den letzten Fertigstellungsarbeiten der Schienen ausüben. Die in Rede stehende Probe hätte in einem Biegen der Fußflanschen in der Querrichtung zu bestehen, d. h. in einer Richtung, die senkrecht zu jener steht, in der der Fuß bei einer Schlagprobe (die in der Längsrichtung gemacht wird) gestreckt wurde. Die in letzter Zeit durchgeführten Versuche dieser Art zeigen stark voneinander abweichende Ergebnisse in Bezug auf die Festigkeit der Fußflanschen, die auf die durch das Strecken erzeugte Beschaffenheit des Materiales zurückzuführen sind, und einen Grad von Sprödigkeit, der jenem von Schienen, welche im Betriebe Flanschenbrüche zeigen, vergleichbar ist.

Sobald wir jene Faserbeanspruchungen kennen werden, die durch den Raddruck von rollenden Fahrbetriebsmitteln hervor-

Digitized by Google

gerufen werden, dürfte uns ein Biegeversuch, bei welchem die Festigkeit der Schiene wie bei einer gewöhnlichen Balkenprobe ermittelt wird, wünschenswerte Angaben hinsichtlich des Spielraumes liefern, welcher zwischen der Beanspruchung der arbeitenden Faser und der Elastizitätsgrenze auf Biegung zulässig ist.

Weiter erscheinen Spezialproben instruktiven und metallurgischen Charakters angezeigt, die Richtung gebend sein könnten für die Hüttenpraxis zur Erreichung eines dem Gefüge nach einwandfreien Halbfabrikates, um dann auf diese Weise die Übernahmsproben des Fertigfabrikates vereinfachen zu können. Die eigentlichen Übernahmsproben würden sodann nur den Zweck haben, sich zu vergewissern, daß die Schienen eine geeignete Festigkeit besitzen, um den Betriebsbeanspruchungen gerecht zu werden und weiters den Wirkungen des Abschleifens und Kaltwalzens einen genügenden Widerstand entgegenzusetzen, so daß sie bei zulässigen Belastungen volle Sicherheit gewähren.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

X9

ÜBER AMERIKANISCHE SCHIENEN-VERHÄLTNISSE.

Von **J. P. Snow,** Consulting Engineer, Boston, Mass.

(Übersetzt von J. Fleischmann.)

Das objektive Bestreben der Schienenverbraucher ging während der letzten Reihe von Jahren nach einem Stahl, der imstande ist, der Abnützung sowie dem Fließen zu widerstehen, dessen Beschaffenheit gleichzeitig genügende Bruchfestigkeit aufweist und der schließlich ein hinreichendes Widerstandsmoment besitzt, um die Betriebslast ohne eine unzulässig große Durchbiegung zu ertragen.

Der auf die Schienen ausgeübte Raddruck ist heute bereits so nahe an der Grenze der Dauerfestigkeit des Kohlenstoffstahles, daß sich die Notwendigkeit ergibt, nach den höchst erreichbaren, jedoch noch innerhalb kommerzieller Grenzen gelegenen Materialeigenschaften zu forschen.

Zur Zeit der allgemeinen Einführung von Bessemerstahlschienen, nachdem sich das Schmiedeeisen als zu ungleichförmig gezeigt hatte, war es jedermanns Vorrecht, ein eigenes Profil zu entwerfen, so daß es die Hauptsorge der Schienenwalzwerke wurde, Räume für die Aufstapelung der für die zahllosen, bestellten Profile entsprechend kalibrierten Walzen zu finden.

Im Jahre 1893 wurde von einem Komitee der „American Society of Civil Engineers" eine Reihe von Normalprofilen für verschiedene Schienengewichte aufgestellt, die seither von vielen Bahnen in Verwendung genommen wurden. Diese Profile gehören der Gruppe der dickflanschigen, mittelhohen T-Schienen mit starkem

Digitized by Google

Kopf an; die Fußbreite derselben ist gleich der Schienenhöhe. Die Einführung dieser Typen brachte den Walzwerken eine große Erleichterung in betreff des Walzenwechsels.

In der dem Jahre 1895 folgenden Dekade wurden bei verschiedenen Werken Verbesserungen an den Profilen und Änderungen in der Erzeugungsweise der Schienen vorgenommen, die einerseits wohl zu einer starken Steigerung der Produktion führten, andererseits aber auch eine merkliche Verringerung der Dauerhaftigkeit und Zuverlässigkeit der Schienen im Gefolge hatte.

Viele Bahnen im Norden des Landes wurden durch Risse am Schienenfuß, die bei den immer größer werdenden Profilen Brüche des Schienenfußes zur Folge hatten, in Unruhe versetzt und jene Bahnen, die besonders schweren Oberbau verwendeten, hatten viele Störungen infolge von Kopfrissen zu verzeichnen. Oft traten auch Querbrüche ein, ebenso war Fließen des Materiales und Breitwalzen der Kanten zu beobachten.

Fußrisse waren meistens zurückzuführen auf, der Länge nach verlaufende Schiefer an der Oberfläche des Schienenfußes, die durch Zusammenfalten der Walzhaut des Stabes beim Walzvorgang entstanden waren, oder auf Gasblasen im Ingot oder auch auf Brüche an der Oberfläche des Blocks, verursacht durch die starken Querschnittsverringerungen bei den ersten Walzprofilen.

Als Ursache der Kopfbrüche ergab sich meistens mangelhafte Homogenität des Materiales am Schienenkopf. Dieselbe Ursache gilt auch für Querbrüche wie für Fließen und Abschuppungen an den Kanten.

Die diese Tatsachen enthüllenden metallurgischen Untersuchungen wurden durch James E. Howard vom Watertown Arsenal begonnen, der eine große Anzahl von Schienenstücken abschnitt, polierte und ätzte, und zwar sowohl von Schienen, die im Dienst vollkommen entsprachen, wie auch von solchen, die zu Anständen Anlaß geboten hatten. Ebenso wurden Abschnitte von Ingots, Blöcken, Schienenstäben und fertiggewalzten Schienen untersucht und auf diese Weise das ganze Verhalten des Stahles vom Ingot bis zur Schiene dargestellt. Es war dies die erschöpfendste Untersuchung der physikalischen Eigenschaften des Stahles während seines Walzvorganges, die jemals bekannt geworden ist.[1]) Diese

[1]) Die Ergebnisse sind in dem Bericht: „Tests of Metals", 3 Bände, herausgegeben vom Kriegsdepartement, U. S. A. 1909, niedergelegt.

Digitized by Google

und weitere Untersuchungen von Max H. Wickhorst zeigen, daß die Krankheit der Schienen, die durch lichte und dunkle Streifen, durch Schlackeneinschlüsse und Einschlüsse verschiedener metalloidischer Gemenge gekennzeichnet ist, ihren Ursprung schon im Ingot und der Gußpfanne hat.

Die durch diese Untersuchungen und durch das ungünstige Verhalten der Schienen im Betrieb angeregte Bewegung führte zu fortgesetzten Bemühungen auf Seite der Schienenwerke, Verbraucher, Fachleute etc., die Verhältnisse zu verbessern und dies mit dem Ergebnis, daß die heutigen amerikanischen Schienen weit besser sind als jene, die vor fünf und selbst vor drei Jahren gewalzt worden sind. Die Verbesserung der Qualität wurde speziell durch folgende Umstände herbeigeführt: geeignetere Methoden der Rückkohlung und Desoxydierung des Bessemerbades, wobei für den Vollzug des chemischen Reaktionsvorganges hinreichend Zeit gelassen wird; größeres Augenmerk, um zu verhüten, daß der Phosphor aus der basischen Schlacke des Flammofens nicht wieder rückabsorbiert werde; größte Sorgfalt bei Vermeidung aller Umstände, die im Ingot Lunker und Seigerungserscheinungen verursachen können; größere Aufmerksamkeit bei der Walzung während der starken Querschnittsveringerungen bei den ersten Profilen des Blockwalzwerks; Sorgfalt in betreff Erhaltung der richtigen Temperatur bis zum Schluß des Walzvorganges; geeignete Methode und Geschicklichkeit bei Behandlung der Schienen am Abkühlbett und beim Kaltrichten.

Von seiten einiger Verbraucher wurde angenommen, daß, soferne der Fuß stärker dimensioniert würde, der Querschnitt symmetrischer wäre, und die Schiene im ganzen kälter gewalzt werden könnte, weil der stärkere Fuß die Hitze annähernd gleich lang wie der Kopf beibehalten würde. Man meinte auch, daß der stärkere Fuß nicht reißen und nicht so leicht weitergehende Brüche herbeiführen würde, wie die schwachen Schienenfüße. Dieser Gedankengang erschien so richtig, daß um das Jahr 1907 von einem Komitee der „American Railway Association" zwei Schienenprofile mit starkem Fuß entworfen wurden, die dann während der nächsten drei Jahre in sehr ausgedehnter Verwendung standen.

Weitere Verbesserungen bei der Erzeugung werden fortlaufend durchgeführt; es wird auch manches versucht, was anfangs den besten Erfolg verspricht, sich jedoch als falsch erweist und

Digitized by Google

wieder fallen gelassen werden muß. Leider müssen während dieser Versuche Schienen weiter erzeugt werden, so daß auch nicht-entsprechende Schienen in die Strecke gelangen.

Schienenstahl folgt nicht immer jenen Grundsätzen, die für Baustahl als maßgebend aufgestellt wurden. Die Versuche, die mit Chrom- und Nickelzusätzen bei Schienen gemacht wurden, haben sehr ungünstige Resultate geliefert. Qualitativ dürften jene Schienen die besten sein, die der absoluten Homogenität am nächsten kommen.

Zur Zeit scheinen die Seigerungsvorgänge unser größter Feind zu sein. Diese natürliche Erscheinung kann bei dem im Schmelzprozeß erzeugten Stahl nicht ganz vermieden werden. Ihre Wirkung äußert sich darin, daß bei einem Teil des Ingotinnern ein höherer Gehalt an Kohlenstoff, Phosphor etc. besteht, als an der Außenseite. Beim Walzen bildet dieser innere Teil die Masse des Kopfes und Steges. Die Fasern dieses härteren inneren Metalles widerstehen nun der Streckwirkung der Walzen in höherem Grade als die dasselbe umgebenden weicheren Metallteile und befinden sich infolgedessen bei der fertigen Schiene im Zustand einer großen Anfangsspannung. Mancherlei Mängel sind auf diese im Metalle befindlichen hochgespannten Fasern zurückzuführen, die dann unter der Betriebsbeanspruchung nachgeben und eventuell zu Schienenbrüchen führen. Der Bruchbeginn, der sich im Innern vollzieht, kann insolange nicht wahrgenommen werden, als er nicht an die Außenfläche des Metalles tritt.

Aber auch Schienen, die sich im Betrieb gut bewährt haben, zeigten oft ausgeseigertes Material, dunkle Kohlenstoffstreifen und andere Anzeichen von mangelhafter Homogenität. Dieser Umstand führt zu der Annahme, daß diese Unvollkommenheiten, wenn sie nur bis zu einem gewissen Grad auftreten, nicht immer schädlich sein müssen.

In betreff der starkfüßigen Type, die auf Grund der Untersuchungen im Jahre 1907 von einigen Bahnen eingeführt wurde, läßt sich nur der eine Vorteil feststellen, daß sie in langsamerer Kurve abkühlt als die mit schwachem Fuße. Es ist dies deshalb ein Vorteil, weil das Richten im weniger kalten Zustand günstiger ist; ob aber dieser Vorteil die Kosten des größeren Materialaufwandes im Schienenfuß verlohnt, ist noch eine offene Frage.

Im allgemeinen kann hinsichtlich der Profilform gesagt werden, daß die Vorteile eines Profiles gegenüber einem anderen ganz

Digitized by Google

verschwindend sind im Vergleich zu der Bedeutung, die der Gesundheit des Materiales zukommt. Tatsache ist, daß in bezug auf Abnützung die schwereren Sorten der Schienenprofile in vielen Fällen keine zufriedenstellenden Resultate ergeben haben. Es wurde sogar von mancher Seite behauptet, daß die älteren Schienen von 80 lbs. per yard (rund 40 kg/m) im Dienst besser entsprechen als diejenigen neuerer Erzeugung von 100 lbs. (50 kg/m). Dieser Mangel der schwereren Profile wird verschiedentlich der geringeren Reduktionsarbeit und der höheren Bearbeitungs-Endtemperatur zugeschrieben.

Ein großer Teil der heute hierzulande gewalzten Schienen besteht aus Flammofen-(Martin-)Flußstahl. Das kommt daher, weil Erze mit entsprechend niedrigem Phosphorgehalt für die sauer gefütterte Bessemerbirne heute immer seltener werden und weil auch unter den Verbrauchern die Ansicht verbreitet ist, daß durch den Flammofenprozeß ein besseres Material erzeugt werde. Es besteht auch darüber kein Zweifel, daß Roheisen aus den Erzen vom Oberen See (Lake Superior) sich für die Reduktion im basischen Herd besser eignet als für diejenige im saueren; und da der basische Bessemerprozeß in Amerika nicht in Frage kommt, erscheint die logische Lösung des Problems durch den basischen Flammofenprozeß gegeben. Die Werke fordern für Flammofenschienen um 2 Dollars pro Tonne mehr als für Bessemerschienen und die Käufer zahlen diesen Aufschlag in der Erwartung, dadurch dauerhaftere und besser entsprechende Schienen zu erhalten.

Die übliche Vorschrift für Phosphor bei Flammofenschienen beträgt nicht über 0·04%, bei Bessemer 0·10%; für Kohlenstoff bei ersteren 0·63% bis 0·76% gegen 0·45% bis 0·55% bei Bessemerschienen. Es steht fest, daß Kohlenstoff ein zuverlässigeres und besseres Härtungsmittel ist als Phosphor und mit Rücksicht auf die Verschiedenheiten bei der Anwendung von Gebläsen für die Reduktion wird behauptet, daß beim Flammofen das Bad weniger mit Sauerstoff erfüllt wird als bei der Bessemerbirne.

Diese Umstände in Verbindung mit der erwähnten Vorliebe für Flammofen-(Martin-)Flußstahl und dem Verlassen des Bessemermateriales für Brückenbauten haben die Käufer trotz des höheren Preises zugunsten des ersteren beeinflußt.

Flammofenschienen sind sowohl für die Mehrheit unserer Werke wie auch für die meisten Bahnen etwas einigermaßen

Digitized by Google

Neues. Die Ergebnisse ihrer Verwendung sind bisher noch nicht vollkommen zufriedenstellende. Die Ursachen hievon werden aber jetzt bereits erkannt und man ist zu der Überzeugung gelangt, daß unter günstigen Verhältnissen diese Schienen den Bessemerschienen überlegen sind. Eines steht hierbei aber fest, nämlich, daß weder der einfache Übergang vom Bessemer- zum Flammofenprozeß eine radikale Verbesserung der Schienen herbeizuführen vermag, noch daß es irgendein Universalmittel gibt, durch das man gleichsam im Handumdrehen jene Verbesserungen herbeiführen kann, die in Kreisen der Öffentlichkeit für möglich gehalten werden.

Der sogenannte Duplex-Prozeß, der bei Werken in Verwendung steht, die sowohl mit Bessemerbirnen wie auch mit Flammöfen ausgestattet sind, scheint ein ökonomisches und auch sonst geeignetes Erzeugungsverfahren für Schienenstahl darzustellen. Es besteht darin, daß man den Kohlenstoff und das Silizium in der saueren Birne verbrennt und das Bad sodann in den basischen Flammofen bringt, wo der Phosphor reduziert und der Prozeß zu Ende geführt wird.

In sehr ausgedehntem Umfange wurde Titan als Desoxydationsmittel mit anscheinend gutem Erfolg angewendet. Es dient, wie Vanadium, als Reinigungsmittel und findet sich im Fertigfabrikat nicht mehr vor. Durch dasselbe werden die Kosten der Schienen um 1½ bis 2 Dollars pro Tonne erhöht.

Wissenschaftliche Vereinigungen befassen sich unter der Leitung der „American Railway Association“ und der Teilnahme der „American Railway Engineering Association“ sowie der „American Society for Testing Materials“ in enger Fühlungnahme mit den Werken mit der Prüfung der gegenwärtigen Schienenerzeugung. Und es kann jedenfalls gesagt werden, daß ansehnliche Fortschritte gemacht wurden, daß bei vielen Werken Verbesserungen durchgeführt worden sind, welche die Qualität der Schienen offensichtlich günstig beeinflußt haben, und daß, wenn die ganze heutige Erzeugung jener des derzeit besten derartigen Fabrikates an Güte gleichkäme, allen vernünftigen Anforderungen Rechnung getragen wäre.

Es steht auch fest, daß heute zwischen Erzeugern und Verbrauchern ein besseres Einvernehmen besteht, als dies früher der Fall war. Man bemüht sich ehrlich, jene Methoden, von welchen

Digitized by Google

sich zeigte, daß sie ungünstige Resultate ergeben, zu verbessern und es besteht der Geist des guten Willens bei allen Beteiligten, in unbefangener Weise auf wissenschaftlichem Wege die Wirkung der verschiedenen Erzeugungsmethoden an der fertigen Schiene zu erkennen und zu bestimmen, während es bisher immer nur bei ganz akademischen Erörterungen seine Bewandtnis hatte. Unfälle kommen naturgemäß vor und sind auch manchmal, wenn auch nicht oft, auf mangelhafte Schienen zurückzuführen. Wenn derartiges vorkommt, so kann die Öffentlichkeit überzeugt sein, daß alles, was man daraus lernen kann, von Fachleuten, die sich fortwährend mit der Verbesserung des Schienenmateriales befassen, sorgfältig festgestellt wird, und daß die auf diese Art gewonnenen Erfahrungen dazu benützt werden, um eine Wiederholung ähnlicher Fälle hintanzuhalten.

Die Herstellung des für die Schienenerzeugung erforderlichen hochwertigen Flußstahles ist eine weit schwierigere als jene von weicherem Flußeisen, wie solches für Brücken Verwendung findet. Der Rückkohlungsprozeß, der Weg des geschmolzenen Stahles von der Gußpfanne zur Kokille, die Beschaffenheit der Kokille, die Handhabung des Ingots beim Einsetzen in die Wärmeausgleichgruben, sind durchweg heikle Vorgänge. Das Setzen des Stahles, d. h. der Übergang vom flüssigen in den festen Zustand stellt eine wunderbare, äußerst empfindliche Naturerscheinung dar. Stahl ist der Zusammensetzung nach ein Zwischenstadium zwischen Schmiedeeisen und Gußeisen. Es ist unbeständiger als diese beiden und gibt beim Erstarrungsvorgang einen Teil seiner metalloidischen Bestandteile an angrenzende, flüssigere Metalle ab. Im flüssigen Zustande werden von ihm Gase, speziell Sauerstoff (und wahrscheinlich auch Wasserstoff) mitgeführt, es bilden sich infolge der Verbindungsvorgänge bei der Desoxydation und Rückkohlung chemische Salze und es muß eigentlich wundernehmen, daß das Metall trotzdem so fest und homogen ist. Der Unterschied der Temperaturen, bei welchen die verschiedenen Bestandteile in festen Zustand übergehen, ist ein störender Faktor und die verwickelten Abhängigkeitsverhältnisse all dieser Vorgänge, die sich vollziehenden chemischen Veränderungen und die bestimmte Temperatur, bei welcher diese Veränderungen eintreten, gestalten das Problem vorderhand für eine wissenschaftliche Analyse viel zu umfangreich. Nur eine lange praktische Erfahrung kann über den genauen

Digitized by Google

Vorgang, der zur Erzielung der besten Resultate führt, Aufklärung bieten. Sobald sich gewisse Vorgänge als gut erweisen, werden sie beibehalten, während andere, die anscheinend zu ungünstigen Ergebnissen führen, aufgegeben werden müssen. Jedenfalls braucht es zwei oder drei Jahre, bis man die Eigenschaften, die guten und schlechten, erkannt und sie auf ihre Ursachen zurückgeführt hat.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

X 10

GEWÄHR FÜR FEHLERFREIE STAHLSCHIENEN.

Von **Robert W. Hunt,** The Rookery, Chicago, Ill.

(Aus dem Englischen ins Deutsche übersetzt von E. Wetzel.)

Wenn auch der Stahlschiene seit dem ersten Tage ihrer Anwendung großes fachwissenschaftliches Interesse entgegengebracht und viel über sie geschrieben worden ist, so hat es doch, wenigstens in Amerika, niemals eine Zeit gegeben, in der alle Fragen, die die Herstellung und Verwendung der Schienen betreffen, öffentlich und behördlicherseits mit soviel Aufmerksamkeit verfolgt wurden, wie in den letzten zwei Jahren.

Ich habe mich mit der Herstellung der Stahlschienen befaßt seit der Zeit, wo die ersten Schienen in Amerika gewalzt wurden, bis auf den heutigen Tag. Als Stahlmacher wurde ich mit den theoretischen und praktischen Einzelheiten der Herstellung vertraut; später habe ich mich als Zivil- und Abnahme-Ingenieur für alle Stahlerzeugnisse, besonders für Stahlschienen, bemüht, in allem, was dieses Gebiet berührt, auf dem laufenden zu bleiben.

Alle Stahlschienen werden aus Stahlblöcken hergestellt; Stahlblöcke werden durch Einlaufenlassen oder Gießen des flüssigen Stahles in die gegossenen Blockformen erhalten. Je größer der Querschnitt und je größer die Länge der Blöcke ist, um so größer ist die Schwierigkeit, fehlerfreie Güsse zu erhalten, d. h. dichte und gleichmäßige Blöcke. Ohne dichte und gleichmäßige Blöcke ist es aber unmöglich, gute, gleichmäßige Schienen herzustellen. Unglücklicherweise liegt der Hauptfehler im Blockinnern und im Innern der aus dem Block gewalzten Stahlschiene, wo er ohne Zerstörung der Schiene nicht ermittelt werden kann. Der hohe Tonnengehalt der einzelnen Chargen für Stahlschienen, (ob nach

Digitized by Google

dem Bessemer- oder nach dem Siemens-Martin-Verfahren hergestellt), benötigt unter den heutigen Walzverhältnissen Güsse von großem Querschnitt und hinreichender Länge, um mehrere Schienen daraus herstellen zu können.

Es ist eine bekannte Tatsache, daß die Neigung der Metalloide (Kohlenstoff, Phosphor, Schwefel und Silizium, besonders die härtebildenden Metalloide Phosphor und Kohlenstoff), nach den Stellen des Blockes zu seigern, wo das Metall am längsten flüssig bleibt, um so größer ist, je größer das Stahlgußstück ist. Die Stellen, die am längsten flüssig bleiben, sind unter den gewöhnlichen Verhältnissen der mittlere und der obere Teil des Blockes. Außerdem ist es seit langem bekannt, daß die Abkühlung des Metalles von außen nach innen Zusammenziehung verursacht, die die Bildung eines Hohlraumes, des Lunkers, zur Folge hat, der durch hastiges, unkontrollierbares Gießen des geschmolzenen Stahles in die Gußform noch vergrößert wird. Vor mehr als 20 Jahren zeigte Robert Forsyth, Chefingenieur und Direktor der Union Steel Co., Chicago, III, daß der Lunker, wenn die Stahlblöcke vor der vollständigen Erstarrung des Metalles im Innern auf die Seite gelegt werden, nicht in der Mitte des Blockkopfes, sondern auf der oberen Seite gebildet wird und sich nach dem Fußende zu ausdehnt. Die Blöcke sollten daher so lange stehend belassen werden, bis das Metall im Innern erstarrt ist (Journal of the Franklin Institute, Band 127, Mai 1889).

Bei den Bemühungen, die Lunker und Seigerungen in Blöcken ohne große Preissteigerung des Erzeugnisses durch verschiedene Verfahren, durch Verkleinerung des Erzeugnisses usw. zu überwinden, ist viel Zeit, Arbeit und Geld aufgewendet worden. Verschiedene Verfahren haben günstige Ergebnisse gezeitigt, aber sie erfordern großen Kosten- und Arbeitsaufwand und, was das wichtigste von allem ist, viel Zeit. Die neueren Herstellungsverfahren sind zu immer größeren Chargen übergegangen, was für das Gießen fehlerfreier Blöcke nicht gerade günstig war. Man muß zugestehen, daß bei Gießpfannen, die bis zu 100 t flüssigen Stahl enthalten, fast jede Kontrolle des durch die Ausflußöffnung fließenden Stahles ausgeschlossen ist. Daher ist die Fehlerfreiheit der fertigen Blöcke etwas, das von der persönlichen Geschicklichkeit des Arbeiters gänzlich unabhängig ist. Da aber die Anstrengungen, fehlerfreie Blöcke zu erzielen, im allgemeinen von Erfolg gewesen sind, so

Digitized by Google

glaube ich nicht, daß die Schwierigkeiten niemals überwunden werden können. Das war auch nicht die Auffassung der Vergangenheit, in der die großen Erfolge erzielt wurden, und ich glaube nicht, daß sie es jetzt ist. Wenn erst die Herstellung fehlerfreier Blöcke handelsüblich zur Notwendigkeit geworden ist, wird auch ein passender Weg dazu gefunden werden.

Da die allgemein bestehenden Verhältnisse Blöcke mit dem höchst unerwünschten Material im oberen Teil erzeugen, so ist es bei der Herstellung von Lokomotivreifen, Panzerplatten, beim Schmieden von Geschützen, großen Stahlwellen u. a. was hochwertige Erzeugnisse mehr sind, üblich gewesen, und ist es noch üblich, wenigstens das obere Drittel des Blockes zu verwerfen. Aber selbst die Ausscheidung eines so großen Teiles bietet nur dann völlige Sicherheit, wenn die Blöcke sorgfältig hergestellt werden. Gegen minderwertige oder aus Unwissenheit ausgeführte Arbeiten ist es schwer, völligen Schutz zu finden.

Bei Schienen hat es sich als unpraktisch herausgestellt, einen so großen Teil des Blockes zu verwerfen. Ich persönlich glaube, daß die Zukunft, auch wenn zwingende Notwendigkeit nicht vorliegt, doch zu vervollkommneten Verfahren zum Gießen von Blöcken führen wird; bevor diese Zeit kommt, müßten die Schienenhersteller meines Erachtens den abgeschnittenen Teil anderweitig verwenden, um so die bedeutende Zunahme der Kosten zu vermeiden.

Die Erfahrung hat gezeigt, daß Schienen, die nach dem basischen Siemens-Martin-Verfahren hergestellt sind, mehr zu inneren Lunkern und geseigerten Stellen neigen, als Bessemer-Schienen; ohne Zweifel hauptsächlich deshalb, weil die Blöcke schwerer sind, und die Größe der Chargen langsames Gießen behindert. Natürlich vermindert der geringere Prozentgehalt Phosphor die Gefahr des Seigerns, aber der größere Kohlenstoffgehalt, der durch den niedrigen Phosphorgehalt ermöglicht wurde, erhöht die Seigerung jenes Elementes.

Sorgfältige Untersuchungen einer Kommission der American Society of Civil Engineers, deren Sekretär zu sein ich die Ehre hatte, empfahl am 2. August 1893 eine Reihe von Schienenprofilen, welche, wenn auch nicht von allen amerikanischen Eisenbahnen, so doch in sehr zahlreichen Fällen als Normal-Profile angenommen wurden. Im Jahre 1902 wurde von derselben Society ein anderer Ausschuß eingesetzt, deren Sekretär ich gleichfalls

Digitized by Google

war. Wenn dieser Ausschuß auch keine Änderung der Schienenprofile vorschlug, so führte er doch besondere Vorschriften ein, die den Schienenmarkt beherrschten. Spätere Entwicklungen führten zur Auflösung dieses Ausschusses zu Gunsten einer direkteren Vertretung der Eisenbahn-Organisation des Landes. Diese Kommission (American Railway Association Committee) empfahl unter dem 23. März 1908 eine Reihe von Schienenprofilen, welche bis zu einem gewissen Grade die sogenannten American Society-Profile verdrängt haben; meines Erachtens aus guten Gründen. Die Kommission hat auch besondere Vorschriften für Schienen empfohlen; mehrere Eisenbahngesellschaften haben ihre eigenen angenommen, aber die Schienenerzeuger haben die einheitlichen Vorschriften anerkannt und sich bemüht, gute Erzeugnisse und sichere Schienen zu liefern Alles dies hat zu lebhaften Erörterungen Anlaß gegeben, die viel Gutes zu Wege gebracht haben, aber wir sind doch noch weit von der erwünschten Sicherheit entfernt.

Ich glaube, wir können die chemischen Forderungen so lassen, wie sie in den meisten Vorschriften sind. Die physikalischen Forderungen für das erkaltete Material genügen gleichfalls. Die meisten haben eine Anzahl Schlagproben vorgesehen, um die Beschaffenheit des Stahles der verschiedenen Chargen zu prüfen; aber sie bieten keinen hinreichenden Schutz gegen fehlerhafte Güsse (Blöcke). Alle Vorschriften verlangen, daß die Versuchsproben von dem dem oberen Teil des Blockes entsprechenden Teil der Schienen entnommen werden sollen; einige fordern, daß das Stück, das nach der Schlagprobe nicht gebrochen ist, eingekerbt und dann gebrochen werden soll, um das Innere freizulegen. Wenn das Innere der Schienen irgendeinen Fehler aufweist, sollen alle „A"- oder Kopfschienen der Charge verworfen werden; soweit ganz gut. Aber jeder Block ist ein individuelles, besonderes Gußstück, und wenn einer fehlerfrei ist, ist noch nicht erwiesen, daß auch die anderen (z. B. 4 beim Bessemer- oder 29 beim Siemens-Martin-Verfahren) fehlerfrei sind. Um zu zeigen, was eintreten kann, gebe ich unten Skizzen von zwei Blöcken, welche längs durch die Mitte durchgeschnitten sind.

Aus der Verschiedenheit, wie sie hier ersichtlich ist, folgt, daß die Versuchsproben des einen Blockes nicht denen der anderen gleichen dürften. Ich befürworte daher Fallproben, wie üblich, Einkerben und Durchbrechen dieser Probestücke und außerdem

Digitized by Google

Prüfungen aller der Schienen, die von dem oberen Teil eines jeden und jedes einzelnen der anderen Blöcke hergestellt sind. Die anscheinend guten nehme ich an, die schlechten „A"-Schienen verwerfe ich. Ich würde dann weitergehen und vorschlagen, daß dort, wo sich Fehler zeigen, ein anderes Probestück von dem nächsttieferen Ende der geprüften „A"-Schiene abgeschnitten, gekerbt und zerbrochen werden soll; erweist es sich gleichfalls als fehlerhaft, dann soll auch die „B"-Schiene jenes Blockes verworfen werden, und, falls auch noch das weitere Stück,

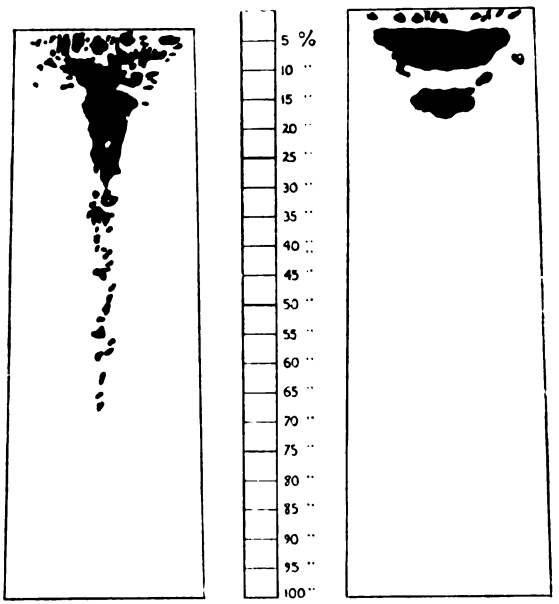


Fig. 1. Fig. 2.

das von dem nächsttieferen Ende jener „B"-Schiene abgeschnitten ist, Fehler aufweist, als „C"-Schiene verworfen werden usw. mit den noch übrigbleibenden Schienen des Blockes. Dies ist ein brauchbarer Weg, um zu bestimmen, wie weit sich der Lunker oder die Seigerung nach unten ausdehnt, bei einem Minimum an Abfall verkäuflicher Schienen. Ein derartiger Prüfungsplan ist im Prinzip nicht neu; er war kürzlich von William Metcalf im Jahre 1908 auf eine Anfrage des Rail-Committee der American Railway Association vorgeschlagen. Die dazu nötigen Probestücke können

Digitized by Google

den abgeschnittenen Schienenstücken entnommen und vermittels erheblich weniger beschwerlicher Werkzeuge, als es die Schlagprüfungsmaschinen sind, und unter geringerem Kostenaufwand zerbrochen werden.

Zu den inneren Fehlern rechne ich ohne Zögern nicht nur Überlappungen oder Lunker, sondern auch silbergraue oder glänzende Stellen oder andere Anzeichen von Ungleichförmigkeit. Ätzproben und Analysen zahlreicher Stücke haben bewiesen, daß sie unfehlbar Seigerungen anzeigen. Nachstehend gebe ich in Abbildung 3 bis 8 Ansichten von Bruchflächen gekerbter und gebrochener Schienen und Ansichten von Querschliffen dieser Schienen nach dem Polieren und Ätzen; auch Analysen von Spänen, die an den angegebenen Stellen entnommen sind. Ebenso stelle ich in Tabelle I die Ergebnisse anderer Analysen solcher Stellen zusammen. Dies spricht für sich selber.

Tabelle I. — Analysen von geseigerten Schienen.

Nr. der Schiene	Ergebnis der Schlagprobe	Art des Stahles	Aussehen des Bruches (entstanden nach d. Einkerben und Brechen)	Aussehen des Schliffes nach dem Ätzen	Chemische Zusammensetzung			
					der Schöpfprobe		der Späne aus der Stegmitte	
					Kohlenstoff	Phosph.	Kohlenstoff	Phosph.
1	(O. K.)	Bess.	geseigert	fehlerhaft	0·45	0·10	0·69	0·165
2	„	„	„	„	0·45	0·10	0·63	0·152
3	„	„	„	„	0·46	0·10	0·67	0·138
4	„	„	„	„	0·48	0·10	0·76	0·173
5[1])	„	„	„	„	0·45	0·10	0·80	0·173
6	„	„	„	„	0·47	0·10	0·72	0·142
7	„	„	„	„	0·53	0·10	0·66	0·145
8	„	Siem.-Mart.	„	„	0·71	0·029	0·83	0·043
9	„	„	„	„	0·67	0·040	0·73	0·059
10	„	„	„	„	0·62	0·022	0·92	0·042
11	„	„	„	„	0·71	0·039	0·99	0·060
12[2])	„	„	„	„	0·64	0·028	1·01	0·057

[1]) Analysenspäne vom Rand des Kopfes ergaben: Kohlenstoff = 0·44%, Phosphor = 0·063%.

[2]) Analysenspäne vom Rand des Kopfes ergaben: Kohlenstoff = 0·65%, Phosphor = 0·023%.

Schienen mit geseigertem Kern versagen nicht immer bei den Schlagproben; auch die Dehnungszahl, die einige Vorschriften fordern, läßt das Vorhandensein von Seigerungen nicht erkennen,

Digitized by Google

und leider ist es erwiesen, daß Schienen mit zu hartem Kern trotz des umgebenden weicheren Metalles versagen, einreißen und Spaltköpfe und häufige Schienenbrüche verursachen.

Ich bin völlig überzeugt, daß, bevor fehlerfreie Blöcke handelsüblich hergestellt werden, das sicherste Verfahren ist, das obere Ende jedes Blockes für Walzschienen zu verwerfen. Es ist erwiesen, daß sich kohlenstoffreicher Stahl für Laschen besser bewährt als weicher Stahl; in der Tat ist es bei einigen der größten Eisenbahngesellschaften jahrelang üblich gewesen, derartigen Stahl zu verwenden. Ihre chemischen Vorschriften waren für Schienen und Laschen die gleichen. Unzweifelhaft würde dieser härtere Stahl auch gute Ergebnisse bei Unterlagsplatten zeitigen und, wo die Gefahr nicht völliger Fehlerfreiheit den Stahl für Schienen ungeeignet macht, würde ein solcher Mangel ihn noch nicht notwendigerweise auch für Laschen oder Unterlagsplatten ungeeignet machen. Diese beiden Artikel könnten als Absatz für einen großen Teil der für Schienen nicht zu verwendenden Abfälle in Frage kommen. Natürlich würde der Gebrauch dieser Abfälle die Laschen- und Unterlagsplattenerzeugung umwälzen; aber es haben viele metallurgische Umwälzungen stattgefunden, und alle diese Umwälzungen haben sich gegen die Verbesserungen in der Eisen- und Stahlindustrie gerichtet.

Vielleicht wird die gegenwärtige oder zukünftige Eisenbahnpraxis Schienen mit schwereren oder sonstigen Profilen fordern, die von den zur Zeit üblichen verschieden sind; wir können aber der Notwendigkeit, sie fehlerfrei herzustellen, nicht entgehen. In dem Maße, wie die Profile zunehmen, muß die Walzarbeit abnehmen; daher werden die üblen Wirkungen, Mangel an Gleichförmigkeit und Dichtigkeit, erhöht.

Digitized by Google

Digitized by Google

Fig. 3. (736)

736. Bruchfläche mit Seigerungen in der Mitte des Steges.

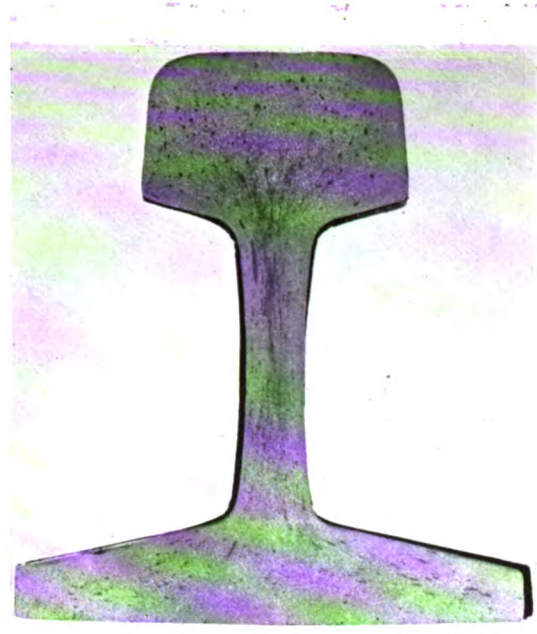


Fig. 4. (739)

739. Schliff von demselben Stück, geätzt.

Analysen . . { Am Rand des Kopfes . 0·674% Kohlenstoff 0·023% Phosphor
In der Mitte des Steges 0·895% „ 0·047% „

Digitized by Google

Fig. 5. (735)

 # 735. Bruchfläche mit Seigerungen in der Mitte des Steges.

Fig. 6. (738)

 # 738. Schliff von demselben Stück, geätzt.

Analysen . . { Am Rand des Kopfes . 0·721% Kohlenstoff 0·035% Phosphor
In der Mitte des Steges 1·03 % „ 0·067% „

Digitized by Google

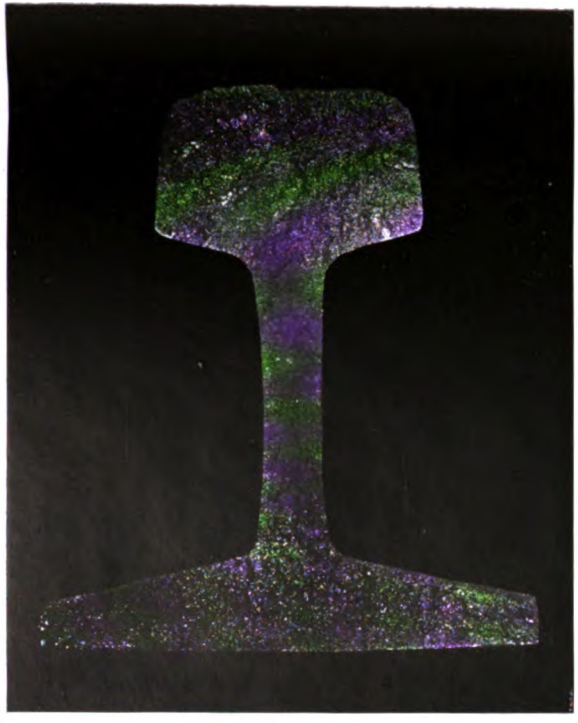


Fig. 7. (737)

 # 787. Bruchfläche mit Seigerungen in der Mitte des Steges.

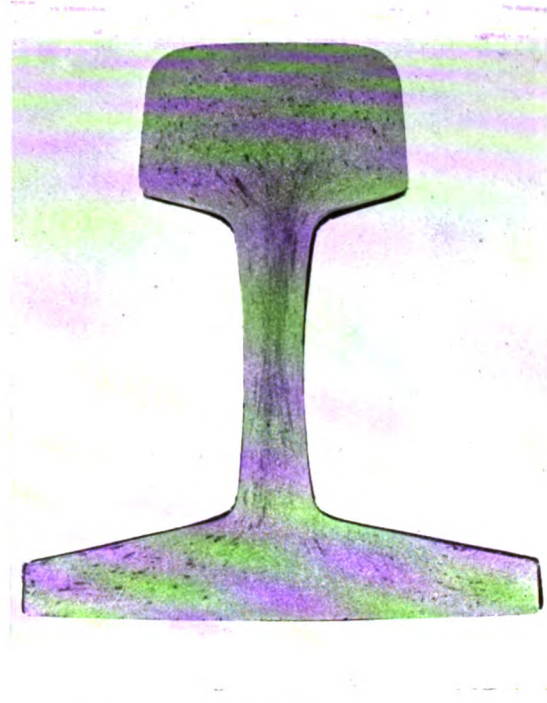


Fig. 8. (740)

 # 740. Schliff von demselben Stück, geätzt.

Analysen . . { Am Rand des Kopfes . 0·656% Kohlenstoff 0·024% Phosphor
In der Mitte des Steges 0·888% „ 0·045% „

Digitized by Google

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

X11

AMERIKANISCHE FORSCHUNGSARBEITEN ÜBER SCHIENEN, DURCHGEFÜHRT VON DEN EISENBAHNEN IM VEREIN MIT DEN EISENWERKEN.

Von **M. H. Wickhorst,** Chicago Jll.

(Übersetzt von Ing. J. Fleischmann.)

Vor einigen Jahren war in den Vereinigten Staaten die Zahl der Schienen, die im Betrieb nicht entsprachen oder unter dem fahrenden Zug brachen, eine erschreckend große geworden. Das ungünstigste Bild bot sich ungefähr im Jahre 1905. Diese Umstände beunruhigten die Betriebsleiter der Bahnen derart, daß man den Mißerfolg zum Gegenstand einer Untersuchung seitens der American Railway Association machte, eine Vereinigung, die von den Bahnen zum Zwecke eingehenden Studiums solcher Angelegenheiten des Eisenbahnwesens, die das allgemeine Interesse berühren, ins Leben gerufen worden war.

Allgemeine Statistiken eignen sich wohl nicht dazu, um genau ziffermäßig die Schienenmängel nachzuweisen, man erhält aber immerhin einen gewissen Einblick in die Verhältnisse aus dem Bericht einer Bahn, wonach von einem Quantum von 10.000 Tonnen, die gewalzt und auf der Strecke verlegt worden waren, 22% im ersten Jahre wegen Eindrücken am Schienenkopf ausgewechselt werden mußten. Diese Schienen zeigten, nachdem sie später gebrochen wurden, größtenteils im Innern des Kopfes parallel zur Längsachse laufende Hohlräume (Lunker) (1). Glücklicherweise haben sich diese ungünstigen Verhältnisse gebessert.

Eisenbahn-Verhältnisse.

Der Raddruck des rollenden Materiales, der Lokomotiven, Personenwagen und gebremsten Güterwagen hat sich seit etwa

Digitized by Google

zwanzig Jahren rapid vergrößert. H. V. Wille hat gezeigt, daß die durchschnittliche Belastung der Lokomotiv-Triebachsen von zirka 89.000 lbs. (31·5 t) im Jahre 1885 bis über 180.000 lbs. (82 t) im Jahre 1907 angewachsen ist und in diesem Jahre ein Maximum von 316.000 lbs. (144 t) erreichte. Der durchschnittliche Achsdruck ist von 22.000 lbs. (10 t) im Jahre 1885 auf 48.000 lbs. (21·8 t) im Jahre 1907 gestiegen (2). Seither hat sich der Achsdruck noch weiter erhöht.

Während desselben Zeitraumes ist das Schienengewicht (auf Hauptbahngeleisen) von ungefähr 65 bis 75 lbs. per Yard (32·3 bis 37·2 kg/lauf. m) auf 85—100. lbs per Yard (42—49·5 kg/lauf. m) angewachsen und diese Gewichte sind auch heute noch die vorherrschenden. Die Trägheitsmomente sind von 15 bis 20 auf 30 bis 45 inch.^{4} (624, 832, 1248, 1872 cm^4) angewachsen. Zur Zeit als die American Society of Civil Engineers Normalprofile aufstellte, kamen gerade — im Jahre 1893 — die 80 lbs. (39·5 kg/m) Profile in Gebrauch. Als Träger betrachtet, nahmen die Schienen in bezug auf Festigkeit in gleicher Weise zu, als der Achsdruck anwuchs, wobei die spezifische Zerreißfestigkeit ungefähr die gleiche blieb oder eher etwas abnahm. Der spezifische Druck jedoch erhöhte sich beinahe um das gleiche Maß, in welchem der Achsdruck zunahm, da die durchschnittliche Breite des Schienenkopfes von ungefähr $2^3/_8$ Zoll auf $2^3/_4$ Zoll (61 auf 70 mm) anwuchs und der Raddurchmesser annähernd derselbe geblieben war.

Verhältnisse im Stahlwerk.

Während derart die Eisenbahnen die Leistungsfähigkeit ihrer Lokomotiven und Wagen eifrig vergrößerten, waren die Werke gleicherweise bemüht, eine größere Erzeugung zu ermöglichen. Diese Anstrengungen äußerten sich in dem Bestreben, unnötigen Aufenthalt zu vermeiden, größere Konverter, stärkere Maschinen, größere Ingots zu verwenden und manchmal auch darin, daß den chemischen Reaktionen weniger Zeit gelassen wurde. Auf dem Höhepunkt dieser Bemühungen der Walzwerke nach größerer Produktion — vor ungefähr fünf Jahren — entstand ein starker Wettstreit zwischen den einzelnen Werken in betreff der Erzielung der größten Produktion und man gelangte zu einem Zustand, der an Wahnsinn grenzte; die Sorge um die Qualität des Fabrikates stand nur in zweiter

Digitized by Google

Linie. Dem Käufer stand nur das Eine frei, derartige Schienen zu kaufen oder nicht.

In jüngster Zeit ist jedoch eine Wendung zum Besseren eingetreten, es wird mehr auf die Qualität gesehen und ein gegenseitiger Meinungsaustausch gepflogen. Wahrscheinlich war dieser Wechsel auf die strafende Wirkung der Stornierung von Schienenbestellungen zurückzuführen und auch auf den heutigen Stand der öffentlichen Meinung.

Untersuchungen von seiten der Eisenbahnen.

Im Jahre 1906 nahm die „American Railway Association" durch deren „Committee on Standard Rail and Wheel Sections" die Sache in die Hand, welches Komitee im Jahre 1908 in einem Bericht einige neue Schienenprofile und gleichzeitig versuchsweise einige Bedingnisse aufstellte. Die Angelegenheit wurde dann vor die „American Railway Engineering and Maintenance of Way Association" gebracht, die heute (seit April 1911) „American Railway Engineering Association" heißt.

Die vorherrschende Ursache der Mängel scheint in den „Kopfrissen" gelegen gewesen zu sein, was man allgemein als „hohle Schienen" („Piped rail") bezeichnete; die Schienen zeigten innere Hohlräume, die, meistens im Kopf, in der Längsrichtung der Schiene oft in einer Länge von mehreren Fuß auftraten. Die vorherrschende Meinung ging damals dahin, daß dies oder jenes Gebrechen, insbesondere die mangelhafte Tragfähigkeit teils auf innere Strukturmängel, teils darauf zurückzuführen seien, daß der Kopf der Schiene bei zu hoher Temperatur fertiggewalzt werde. Man beobachtete, daß der Fuß zu dünn sei, sich daher beim Walzvorgang sehr rasch abkühle und daß, wenn man die für die Fertigwalzung des Fußes erforderliche Temperatur erzielen wolle, die Temperatur des Kopfes eine zu hohe sei.

Die hieraus sich ergebende Abhilfe bestand darin, daß man den Fuß stärker dimensionierte, wodurch eine einheitlichere Endtemperatur des ganzen Querschnittes ermöglicht wurde. W. R. Webster schrieb im Jahre 1901: „Man kennt nunmehr die Ursache der Mängel ganz genau und weiß, daß dieselbe auf die große Metallmenge im Kopf zurückzuführen ist, die die Hitze um soviel länger hält als das dünne Metall im Fuß, wodurch es unmöglich gemacht wird, die Walzarbeit am Kopf bei einer ent-

Digitized by Google

sprechend niedrigen Temperatur durchzuführen, um das grobe Korn zu brechen und zähe, gut tragende Schienen zu erhalten" (3). Das Komitee der „American Railway Association" teilte in seiner Mehrheit diese Ansicht, was aus der Tatsache hervorgeht, daß das Hauptcharakteristikum der von demselben vorgelegten Zeichnungen in der größeren Stärke des Fußes lag (4).

Fig. 1.
Beispiel einer Schiene mit Kopfrissen.
Maßstab 3 : 4.

Jüngere Angaben, über die noch später gesprochen werden soll, zeigen, daß vom Standpunkte der Materialgüte eine hohe Walztemperatur nicht nachteilig ist, und daß, wenn überhaupt, dann nur wenige Brüche dieser Ursache zugeschrieben werden können. Ich verweise dabei auf die Brüche, verursacht durch „Kopf-Risse" bei Bessemerschienen laut Fig. 1, da diese die vorherrschende Type darstellten und Flammofenschienen (Martinschienen) damals

Digitized by Google

noch nicht in ausgedehntem Umfange Verwendung fanden. Neuere Untersuchungen haben auch erwiesen, daß diese Mängel fast immer bei schlecht geseigertem Metall vom Ende des Ingots vorkommen, meist auch in Verbindung mit Walz- und Schlackennarben. Unter der Druckwirkung breitet sich der obere Teil des Schienenkopfes nach der Seite aus, und da der innere Teil des Kopfes bei derartigem Metall sich nicht auch seitlich ausbreiten kann, entsteht ein Riß, der sich solange vergrößert, bis der Bruch eintritt (5). Natürlich würde ein Anwachsen des Druckes die Entwicklung solcher Mängel beschleunigen.

Tatsächlich konnte man mit mehr oder weniger Bestimmtheit feststellen, daß Kopfrisse meistens bei Schienen vorkamen, die dem oberen Teil des Ingots entstammten, man schrieb aber diesen Umstand inneren Gefügefehlern zu, die auf die blasige Beschaffenheit dieses Ingotteiles zurückzuführen waren; die Wirkung der Ausseigerung hat man damals nur ganz unbestimmt erkannt. In Europa wurde die Wirkung der Seigerungserscheinungen wahrscheinlich schon einige Jahre früher in ziemlich bestimmter Weise festgestellt, die Ergebnisse dieser Forschungen scheinen aber in Amerika übersehen oder zumindest nicht nach ihrer vollen Bedeutung gewürdigt worden zu sein.

Durchführung neuerer Arbeiten.

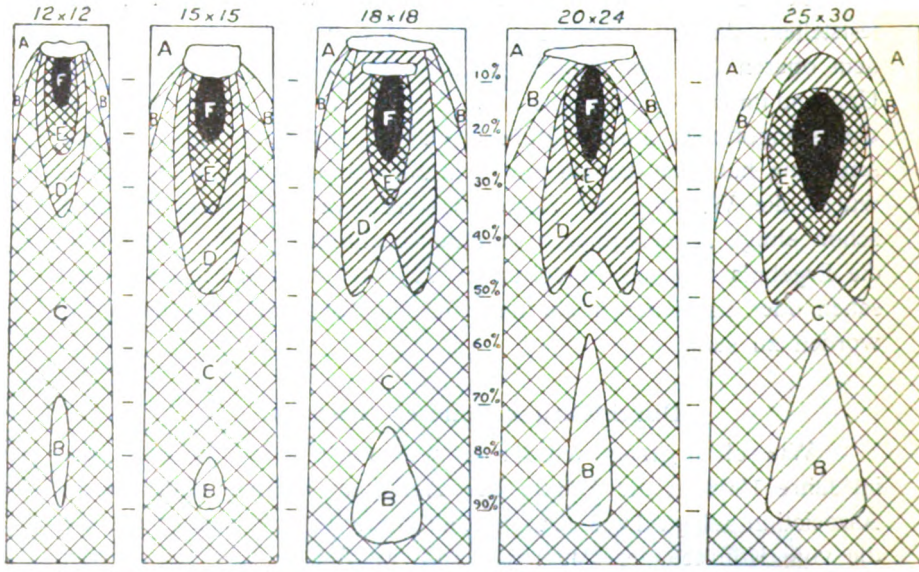
Wie schon gesagt, wurden die weiteren Untersuchungsarbeiten im Jahre 1908 in die Hände der American Railway Engineering Association gelegt. Diese Gesellschaft ernannte einen Ausschuß, der die vom Komitee der American Railway Association begonnenen Untersuchungen fortsetzte und gleichzeitig die Erzeuger von Stahlschienen mit heranzog, wonach die letzteren das Material beistellen und die Vornahme entsprechender Versuche in ihren Werken ermöglichen sollten, während die Bahnen ihrerseits Ingenieure beistellten, die die Proben unter der Leitung des Ausschusses durchführten und die Ergebnisse veröffentlichten. Dem Verfasser wurde die Ehre zuteil, zum Ingenieur für die Probendurchführung gewählt zu werden und er trat dieses Amt am 1. Feber 1910 an. Der vollständige Bericht über die im Jahre 1910 durchgeführten Arbeiten, sowie verschiedenes andere vom Ausschuß gesammelte Material wurde in den „Proceedings of the American Railway Engineering Association“ 1911, Teil 2, veröffentlicht und die Berichte über die Arbeiten des Jahres

Digitized by Google

1911 werden in den „Proceedings“ des Jahres 1912 zur Veröffentlichung gelangen. Einige der Hauptergebnisse werden im folgenden angeführt, doch seien die Fachleute auf den vollständigen Bericht in den erwähnten „Proceedings“ verwiesen.

Der Einfluß der Ingotgröße auf die Seigerung.

Es wurden Versuche mit Bessemerstahlingots verschiedener Größe von 12 × 12 Zoll bis 25 × 30 Zoll (305 × 305 mm bis 635 × 760 mm) am Fuß, sämtlich ungefähr 5 Fuß (1·53 m) Fuß hoch und



Phosphor-A, unter 0·70-B, 0·70 bis 0·80 C, 0·85 bis 105-D, 105 bis 135-E, 135 bis 175-F, über 175.

Fig. 2.

Verteilung von Phosphor in Ingots verschiedenen Querschnittes.

2000—10.000 lbs. (908—4530 kg) schwer, vorgenommen. Einen Bestandteil der Untersuchung bildete die chemische Analyse dieser Ingots, um an Hand derselben die Verteilung der verschiedenen Elemente zu beobachten, speziell wie dieselbe durch die Größe des Ingot beeinflußt wird.

Die Verteilung von Phosphor bei den verschiedenen Ingots ist aus Fig. 2 ersichtlich; es sei bemerkt, daß Kohlenstoff und Schwefel eine ähnliche Verteilung zeigen, ihr Gehalt jedoch an den verschiedenen Stellen differiert. Die Diagramme zeigen, daß die

Digitized by Google

Regionen des konzentrierten Phosphors, die in Perzenten des Ingotvolumens dargestellt erscheinen, mit der Zunahme der Ingotgröße gleichfalls zunahmen; ebenso ergaben die Analysen, daß die größte Konzentration von Phosphor in der Seigerungszone mit der Zunahme des Ingotvolumens zunimmt.

Die Zonen der negativen Seigerung, d. h. jene Zonen, wo der Phosphorgehalt unter das mittlere Niveau des Gehaltes bei Flußstahl sinkt, sind gleichfalls von bedeutendem Interesse. Das obere Ende des Ingots zeigt eine bedeutende Abnahme des Gehaltes an Phosphor, Kohlenstoff und Schwefel und diese Abnahme breitet sich nach abwärts an den Seiten bei den größeren Ingots auf eine weitere Strecke aus. Die Analyse zeigte auch, daß der Grad dieser Abnahme des Phosphorgehaltes im allgemeinen bei den größeren Ingots zunahm. Dies bedeutet, daß die äußeren Teile des Querschnittes einer Schiene, die aus dem oberen Ende hergestellt wurde, weicher sein werden als der durchschnittliche Stahl dieses Ingots, was tatsächlich auch durch die Ergebnisse der mit solchen Schienen durchgeführten Festigkeitsproben erwiesen wurde. Es besteht auch eine weichere Zone negativer Seigerung im inneren und unteren Teil des Ingots.

Zähigkeit der Schienen.

Ein Vergleich der Zähigkeit von Schienen, die nach dem gewöhnlichen Bessemerverfahren hergestellt wurden, und deren Zähigkeit man mittels der Schlag- und Zugprobe festgestellt hatte, ist von Interesse. Fig. 3 zeigt diesen Vergleich. Die Entfernung vom oberen Ingotende in Gewichtsprozenten ist horizontal, die Dehnungsprozente sind vertikal eingezeichnet. Die Dehnung wurde bei der Zerreißprobe an einem Stab von $^1/_2$ Zoll (12·7 mm) Durchmesser und 2 Zoll (50·8 mm) Meßlänge gemessen. Die Dehnung bei der Schlagprobe wurde in der Weise gemessen, daß man Meßmarken nächst der Längenmitte der Schienenprobe an der Dehnungsseite anbrachte und zwar in Entfernungen von je 1 Zoll (25·4 mm) seitlich auf eine Länge von 6 Zoll (153 mm); die Länge des nach Brucheintritt am meisten gestreckten Zollstückes wurde dann als Maß der Zähigkeit der Schiene bei der Schlagprobe angenommen. Zwei Kurven zeigen die Zähigkeit des Schienenstückes bei der Schlagprobe, und zwar die eine bei Zugspannung des Kopfes, die andere bei Zugspannung des Fußes. Zwei weitere Kurven zeigen die

Digitized by Google

Zähigkeit der Schiene bei der Zerreißprobe, und zwar entspricht die eine dem inneren Teil des Kopfes nächst dem Übergang zum Steg, die andere dem Mittel zwischen Fuß und der oberen Schienenkopfkante, da die Ergebnisse für diese beiden Stellen nahezu die gleichen waren.

Bei der Zerreißprobe zeigt das äußere Metall (am Fuß und an der Schienenkopfkante) gute Zähigkeit entlang der ganzen

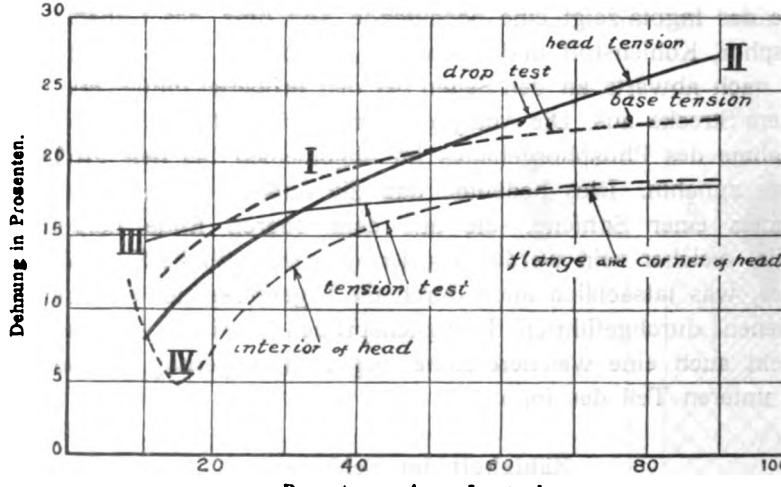


Fig. 8.

Vergleich der Streckbarkeit der Schienen bei der Schlag- und Zerreißprobe.

head tension = Zugspannung im Kopf.
drop test = Schlagprobe.
base tension = Zugspannung im Fuß.
flange and corner of head = Fuß und Kopfkante.
tension test = Zerreißprobe.
interior of head = Kopfinneres.

Schiene, wiewohl sich hiebei, wenn wir im Ingot nach abwärts gehen, eine allgemeine Zunahme der Dehnung von ungefähr $14^1/_2\,\%$ bei $10\,\%$ Entfernung von dem oberen Ende und bis zu ungefähr $18^1/_2\,\%$ bei $90\,\%$ Entfernung von oben zeigt. Die Ergebnisse der Proben aus dem Material vom Kopfinnern zunächst dem Steg weichen hievon jedoch bedeutend ab; es zeigt sich dort nächst dem oberen Ingotende schöne Zähigkeit, die Dehnung fällt aber bei ungefähr $15\,\%$ unterhalb des oberen Ingotendes auf weniger als $5\,\%$, steigt dann wieder; sie ist im

Digitized by Google

unteren Teil des Schienenstückes durchschnittlich etwas größer als an den äußeren Teilen des Profiles.

Bei der Schlagprobe mit Zugwirkung im Fuß bewegt sich die Dehnung zwischen 12 und 24%. Bei Spannung des Kopfes tritt auch ein fortwährendes Anwachsen der Dehnung beim Abwärtsgehen im Ingot auf, aber die Dehnungsdifferenzen sind hierbei viel größer (8% bis 27 %). In dieser Hinsicht besteht große Ähnlichkeit zwischen der Zähigkeit, die sich bei der Zerreißprobe mit Stäben aus dem Inneren des Kopfes ergibt, und jener, die bei der Schlagprobe unter Spannung des Kopfes auftritt. Darnach scheint diese letztere Probe von größerer Bedeutung für die Feststellung der Zähigkeit des inneren Metalles sein, als die Schlagprobe unter Zugspannung des Fußes, die bei der Übernahme gebräuchlich ist. Ehe noch das Gesagte oben niedergeschrieben war, brachte die „Railroad Age Gazette" (8. Dez. 1911, Seite 1176) auszugsweise einen Artikel von W. C. Frémont aus dem „Génie Civil", in welchem Frémont zu beinahe gleichen Ergebnissen gelangt, jedoch noch etwas weitergeht und empfiehlt, daß vom Kopfoberteil etwas Material abgenommen und dann die Schiene mittels der Schlagprobe unter Zugbeanspruchung des Kopfes erprobt werden soll.

Einfluß der Walztemperatur.

Es wurden Versuche unternommen, um den Einfluß der Temperatur, bei welcher der Stahl gewalzt wird, auf die Eigenschaften von Bessemerschienen festzustellen. Eine Serie von 5 Ingots aus einer Bessemer-Flußstahlschmelzung wurde zu Schienen ausgewalzt, u. zw. wurden hiebei mit Ausnahme der Walztemperatur ganz gleiche Verhältnisse eingehalten. Ein Ingot wurde „kalt" gewalzt und bei den folgenden dann die Temperatur immer höher genommen, bis der letzte „heiß" zur Walzung kam. Der Einfluß der Temperatur, der bei diesen Versuchen zutage trat, kann folgendermaßen zusammengefaßt werden:

Die Zähigkeit und Durchbiegung bei der Schlagprobe wurden durch die Walztemperatur kaum merklich beeinflußt. Die zur Herbeiführung des Schienenbruches erforderliche Anzahl der Schläge bei der Schlagprobe war durch die Walztemperatur nicht beeinflußt. Die Elastizitätsgrenze und die Bruchfestigkeit bei der Zerreißprobe waren, wenn überhaupt, nur in sehr geringem Maße beeinflußt. Die Dehnung bei der Zerreißprobe ging mit der

Digitized by Google

Temperaturzunahme etwas zurück. Am auffälligsten zeigte sich der Einfluß der Temperatur bei der Zerreißprobe in der Einschnürung, die sich bei Zunahme der Walztemperatur verringerte. Bei der mikroskopischen Untersuchung zeigte die Größe der Krystalle bei höherer Temperatur eine Zunahme.

Zweck dieser Arbeit.

Der Hauptzweck unserer Untersuchungen bestand darin, auf einige Umstände hinzuweisen, die die Eigenschaften der fertigen Schiene beeinflussen und des weiteren zu versuchen, bestimmte Daten über diese Wirkung an Hand praktischer Versuche zu erlangen, wobei das Hauptaugenmerk auf die möglichst klare Herausarbeitung dieses oder jenes besonderen Umstandes unter Aufrechthaltung von sonst möglichst gleichartigen Verhältnissen gerichtet wurde. Man hofft hiedurch mit der Zeit metallurgische Grundsätze und Gesetze für die Schienenerzeugung zu gewinnen, um sodann Übernahmsbedingungen und Schienenprofile aufstellen zu können, die geeignet sind, einheitliche, gesunde Schienen von guter Tragfähigkeit bei geringstmöglichen Kosten zu gewährleisten.

Ein einheitliches Zusammenarbeiten zwischen Eisenbahnen und Schienenwerken ist hiebei von größter Bedeutung und wird gewiß zum gemeinsamen Besten der Öffentlichkeit, der Bahnen und Stahlwerke führen.

Literaturnachweis.

1. J. R. Onderdonk, Proc. Am. Soc. Test. Mat., 1908, Seite 122.

2. H. V. Wille, Discussion on steel rails, Proc. Am. Soc. Test. Mat., 1907, Seite 108.

3. W. R. Webster, See quotation. Proc. Am. Soc. Test. Mat., 1907, Seite 88.

4. In betreff Am. Ry. Assoc. und anderer Zeichnungen von Schienenprofilen, welche zur Zeit in Amerika in Verwendung stehen, siehe Proc. Am. Ry. Engrg. und M. W. Assoc., 1911, Teil 2. Seite 143—187 inklusive.

5. See Proc. Am. Ry. Engrg. und M. W. Assoc., 1911, Teil 2, Seite 492.

6. J. R. Onderdonk berichtet, daß bei Abschopfen von 30% die Kopfrisse von 22% auf 0·6% herabgemindert werden. Proc. Am. Soc. Test. Mat., 1908, Seite 122.

7. A. R. v. Dormus, Zeitschr. d. Öst. Ing.- u. Arch.-Ver., 1896, 74, 191, 205. 221. Auszug R. R. Gazette, 1896, Seite 318.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

X12

PRÜFUNG VON EISENKONSTRUKTIONEN.

Von **James E. Howard**, Engineer-Physicist, Bureau of Standards, Washington, D. C.

(Übersetzt von Th. Scharff.)

Das Bureau of Standards[1]) hat sich mit der Ausbildung eines Verfahrens zur Prüfung von Bauwerken mit Hilfe von Dehnungsmessungen beschäftigt, welche die Formänderungen der verschiedenen Konstruktionsteile anzeigen, und zwar solcher Längenänderungen, welche durch Spannungen infolge ruhender Belastung hervorgerufen werden. Elastizitätsmodul als bekannt vorausgesetzt,

Dehnungsmesser.

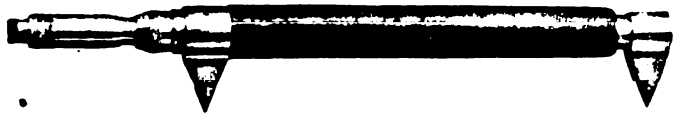


Fig. 1.

sind solche Messungen der Ermittlung der Spannungen an den verschiedenen Teilen der Konstruktion gleichwertig.

Was die Hilfsmittel anbelangt, die bei diesen Messungen verwendet werden, so zeigt Fig. 1 einen Dehnungsmesser, der für diesen Zweck konstruiert und verwendet worden ist. Es ist ein teleskopartiges Instrument, das aus einem äußeren Mantel oder Rohr und einem inneren zylindrischen Schaft besteht.

[1]) Anm. d. Übersetzers: Physikalisch- und chemisch-technische Staatsanstalt der Vereinigten Staaten.

Digitized by Google

Jeder der beiden Teile ist mit einer auf einem Konus sitzenden Kontaktspitze versehen, die in kleine ausgebohrte und ausgeriebene Löcher der Konstruktionsglieder hineinpassen.

Der innere Schaft nimmt beinahe die ganze Länge des Mantelrohres ein. Er ist nur in der Längsrichtung beweglich. Die Stellung des Schaftes zum Mantel wird mit Hilfe eines Schraubenmikrometers gemessen, das am letzteren befestigt ist und seine Verlängerung bildet. Das Mikrometer befindet sich mit dem Schaft an dessen vorderen Ende in Berührung.

Fig. 2 zeigt eine Skizze eines gebohrten und ausgeriebenen Loches, so wie sie an den Konstruktionsgliedern vorgesehen sind und dazu dienen, die Grenzen der Meßlängen festzulegen, mit deren Hilfe die Formänderungen gemessen werden. Die konischen Spitzen des Dehnungsmessers haben Seiten, die einen Winkel von 55° einschließen, während die ausgeriebenen Körnermarken in den Konstruktionsgliedern Seiten haben, die einen Winkel von 65° einschließen. Dieser Unterschied von 10° bietet die Gewähr für eine Berührung zwischen dem Meßinstrument und dem Konstruktionsteil in geringem Abstand unterhalb seiner Oberfläche, wo die gemessenen Längen gewöhnlich vor zufälligen schädlichen Veränderungen geschützt sind.

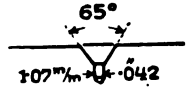


Fig. 2.

Es ist außerdem ein Kontrollstab vorgesehen, auf welchem eine abgemessene Länge, entsprechend derjenigen auf dem Konstruktionsteil, aufgetragen ist. Die Endpunkte sind durch gebohrte und ausgeriebene Löcher in der gleichen Art wie beim Dehnungsmesser bestimmt. Der Dehnungsmesser wird als ein Übertragungsinstrument benützt zum Vergleich der gemessenen Länge des Kontrollstabes mit der auf dem Konstruktionsgliede.

Das bei diesem Prüfungsverfahren benützte Instrument kennzeichnet sich, wie man sich überzeugt haben wird, als unmittelbar anwendbar und einfach. Sein Gebrauch erfordert jedoch ungewöhnliche Sorgfalt und Geschicklichkeit bei der Handhabung. Die Erfahrung hat gezeigt, daß Dehnungen zuverlässig gemessen und aus ihnen sodann die entsprechenden Spannungen für ruhende Lasten, und zwar sowohl Zug- als auch Druckspannungen, bis auf rund 21 kg/cm² (300 lbs./sq. in.) genau ermittelt werden können.

Die Meßlängen werden auf den Konstruktionsgliedern oder deren einzelnen Teilen aufgetragen, solange sie frei von bleibender

Digitized by Google

Last oder anderen störenden Einflüssen sind. Die Längen werden wieder gemessen, wenn das Bauwerk unter teilweiser oder voller Belastung steht, und die Formänderungen auf diese Weise bestimmt.

Es ist zweckmäßig, eine große Zahl von nach verschiedenen Richtungen laufenden Meßlängen und an allen zugänglichen Stellen eines gegebenen Bauwerkes anzubringen. Die Messungen lassen die Art der wirksamen Spannungen, ob Zug oder Druck, ihre Größe und Verteilung erkennen. Die Wirkungen der in den verschiedenen Richtungen auftretenden Spannungen gehen aus den Meßergebnissen hervor.

Laboratoriumsversuche zu Forschungszwecken sind gewöhnlich auf die Erlangung von Unterlagen über die Haupteigenschaften der Konstruktionsmaterialien gerichtet, während bei den Bauwerkversuchen in bezug auf den Umfang Aufklärung gewonnen wird, bis zu dem jene Eigenschaften ausgenützt werden dürfen.

Es gibt eine gewisse Art von Laboratoriumsarbeiten, die über die Untersuchung von Probestücken hinausgeht und auch die Prüfung von Bauwerksteilen umfaßt, d. s. Versuche mit Baugliedern in natürlicher Größe. Bis vor kurzem waren noch Prüfmaschinen kräftig genug, um der Untersuchung von Bauteilen in natürlicher Größe bis zu ihrer Zerstörung zu genügen; und das ist auch noch jetzt in bezug auf einzelne Zugglieder der Fall. Aber in der heutigen Praxis kommen viele Beispiele von zusammengesetzten Druckgliedern vor, bei denen die Festigkeit weit über die Leistungsfähigkeit irgendeiner der vorhandenen Prüfmaschinen hinausgeht. Die Beanspruchung solcher Bauglieder übersteigt entschieden die Leistungsfähigkeit der Prüfmaschinen von heute.

Wenn man den heutigen Größenmaßstab, in dem Konstruktionen entworfen und ausgeführt werden, in Betracht zieht, so scheint es wahrscheinlich, daß Ingenieurbauten ihren Vorsprung gegenüber den Prüfungsmöglichkeiten des Laboratoriums behalten werden. Es ist daher irgendein Ergänzungsverfahren, das mit den Ingenieurbauten der Zukunft Schritt halten und nicht von ihnen überflügelt werden kann, notwendig. Das in Rede stehende Prüfverfahren durch Messen der Längenänderungen scheint als Hilfsmittel in dieser Richtung geeignet. Das Verfahren ist anpassungsfähig, ist auf Konstruktionen von jeder Größe anwendbar und hat gewissermaßen einen weiteren Spielraum als die Arbeitsweise der

Digitized by Google

Prüfmaschine im Laboratorium. Laboratoriumsversuche sind im wesentlichen ihrer Eigenart nach elementar in dem Sinne, daß sie in der Wirkung prüfender Kräfte gewöhnlich auf eine einzige Kraftrichtung beschränkt sind, eine Voraussetzung, die für Konstruktionsglieder nicht zutrifft, wie man sie im normalen Betriebe findet. Bei Prüfung von Baukonstruktionen muß dieser Gesichtspunkt in

Lage der Meßlängen bei Säulen.

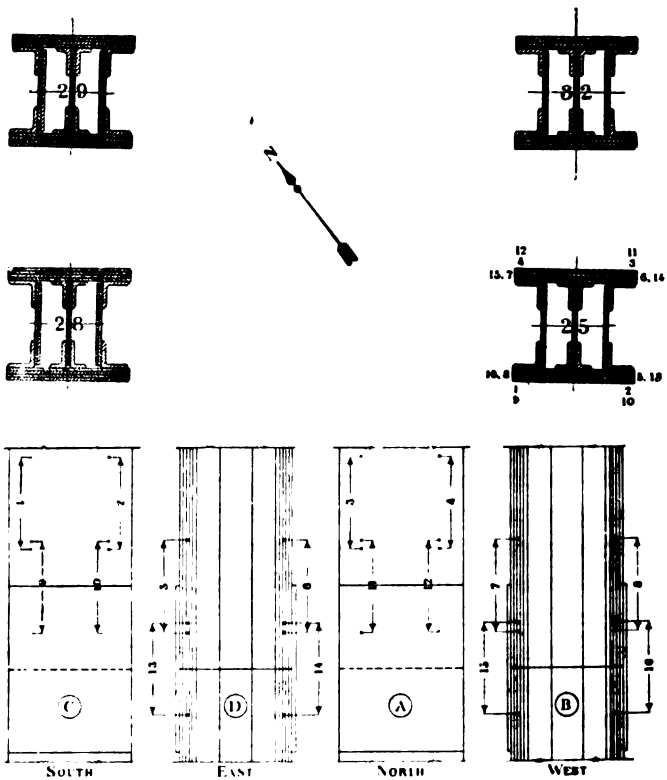


Fig. 3.

Berücksichtigung gezogen werden und er wird zu einer zwingenden Forderung, wenn die Formänderungen den Gegenstand der Versuche bilden.

Nach der zurzeit geltenden Auffassung ist der Spielraum an Sicherheit zwischen der Beanspruchung im Betriebe und jener Beanspruchung, die den Bestand des Bauwerkes gefährdet, durch den Unterschied zwischen der Spannung auf die Flächeneinheit und der

Digitized by Google

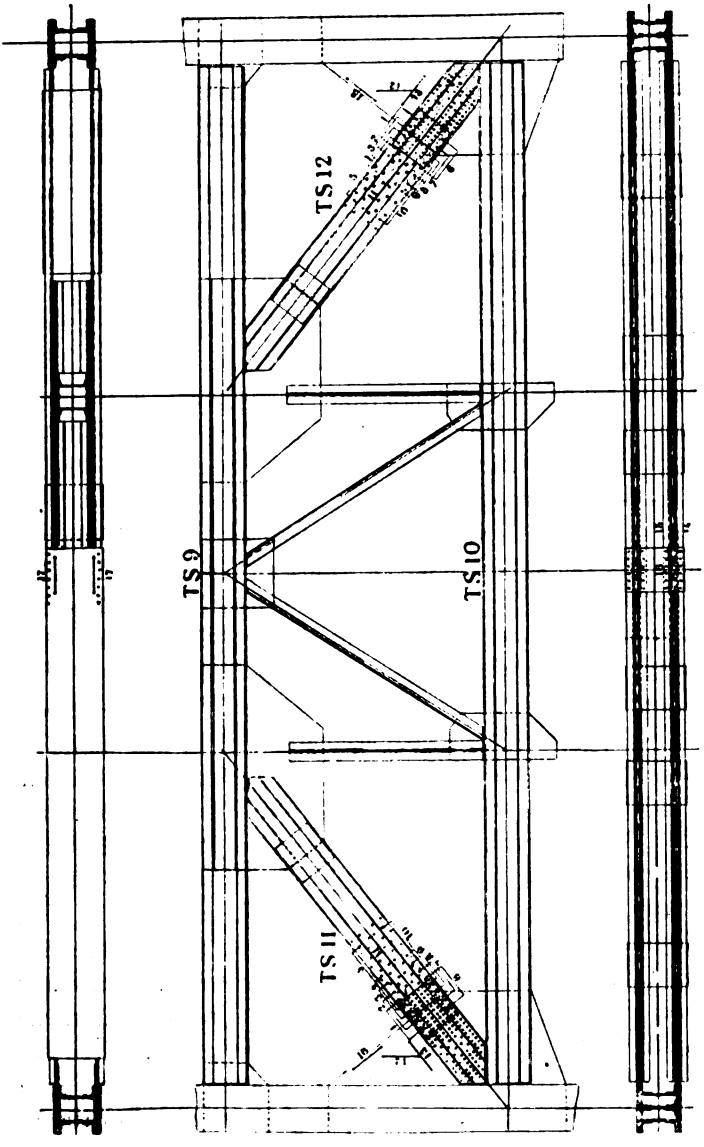


Fig. 4.

Digitized by Google

Elastizitätsgrenze des Materials, aus dem das Bauwerk besteht, gekennzeichnet.

Eine Aufzeichnung der gemessenen Längen ist zum Zwecke wiederholter Prüfungen von Bauwerken bei späteren Gelegenheiten zur Beurteilung ihrer dauernden Bewährung von Nutzen.

Die Bauwerke, an denen Dehnungsmessungen vorgenommen worden sind oder eingeleitet werden sollen, sind die folgenden:

Die Ohio-Brüke bei Beaver, Pa.,
die Missouri-Brücke bei Kansas City, Mo.,
die Williamsburg-Brücke, New York City,
die Quebec-Brücke, Provinz Quebec,
die Hell Gate-Bogenbrücke, New York City,
die Schleusentore des Panamakanals,
das Bankers Trust Building, New York City,
das Woolworth Building, New York City,
zwei liegende Heizrohrdampfkessel,
monolithisches Ziegelpflaster in den Städten Cleveland, Ohio und Indianapolis, Ind.

Fig. 3, 4 und 5 zeigen die Stellen, an denen Meßlängen an Bauteilen des Bankers Trust Co. Building angebracht und einige der Ergebnisse, die dort gewonnen wurden. Dieses Gebäude, ein Eisenfachwerk mit Granitbekleidung, hat 38 Geschosse über dem Bürgersteig und 4 Kellergeschosse darunter.

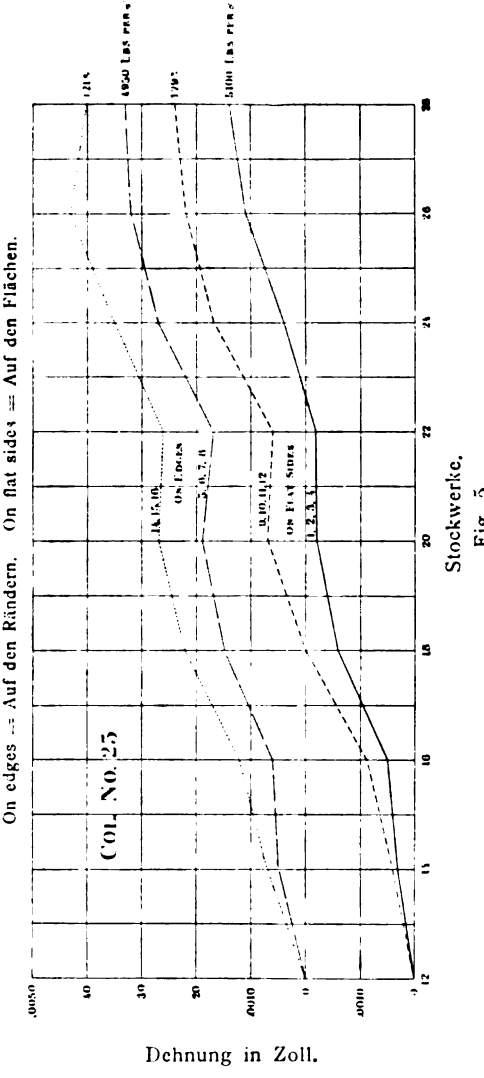
Messungen an den Säulen des Gebäudes wurden in Straßenhöhe und an einem Unterzug zwischen dem fünften und sechsten Geschoß vorgenommen. Die Ergebnisse an einer der Säulen sind in Fig. 5 dargestellt. Sie zeigen die allmählichen Verkürzungen, die in der Bauzeit beobachtet wurden, während das Eisengerippe und Teile des Mauerwerkes vom 12. bis zum 28. Geschoß aufgeführt wurden.

Die Lamellen der erwähnten Säule zeigten während dieser Zeit auf Grund der Dehnungsmessungen eine durchschnittliche Zusammendrückung um 0·085 mm (0·0034 in.) an ihren flachen Seiten und 0·084 mm (0·0033 in.) an ihren Kanten. Diese Längenänderungen wurden an Meßlängen von je 50·8 cm (20 in.) gemessen und entsprechen daher Spannungen von 357·5 kg/cm² (5.100 lbs./sq. in.), bezw. 347 kg/cm² (4.950 lbs./sq. in.), wenn man den Elastizitätsmodul des Flußeisens zu 2,110.000 kg/cm² (30,000.000 lbs./sq in.) annimmt. Diese Säule hat eine Querschnittsfläche von 1780 cm²

Digitized by Google

(275 sq.in.); die gesamte während der Aufführung dieser 14 Geschosse aufgebrachte Last betrug daher ungefähr 626.000 kg. (1,380.000 lbs.).

Fig. 6 stellt einen Dampfkessel dar, auf dessen Mantelschüssen Meßlängen zum Zwecke von Dehnungsmessungen während einer Prüfung mit Wasserdruck angebracht waren. Die Ergebnisse für einen der Schüsse sind aus Fig. 7 ersichtlich. Sie stellen die Verlängerungen in tangentialer Richtung dar, die am letzten Kesselschuß zunächst der Rückwand gemessen wurden.

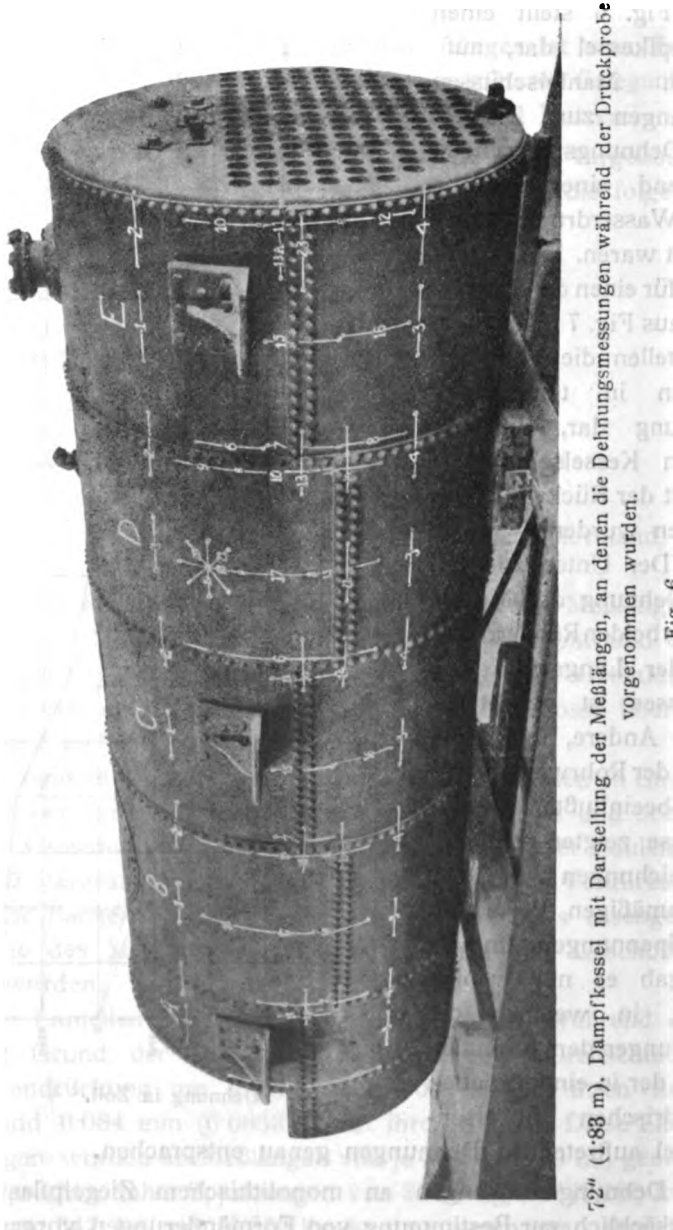


Stockwerke.
Fig. 5.

Der Unterschied in der Dehnung des Metalls an den beiden Rändern und auf der Längsmitte des Schusses ist beachtenswert. Andere, durch die Nähe der Rohrwand weniger beeinflußte Kesselschüsse, zeigten geringere Abweichungen in der gleichmäßigen Verteilung der Spannungen. Immerhin gab es nur wenige Teile, in welchen die Dehnungen dem normalen Wert der in einem glatten zylindrischen Flußeisenmantel auftretenden Dehnungen genau entsprachen.

Dehnungsmessungen an monolithischem Ziegelpflaster sind hauptsächlich zur Bestimmung von Formänderungen vorgenommen worden, die durch Wärmeschwankungen verursacht werden. Es hat sich als ausführbar erwiesen, Meßlängen im Pflaster städtischer

Digitized by Google



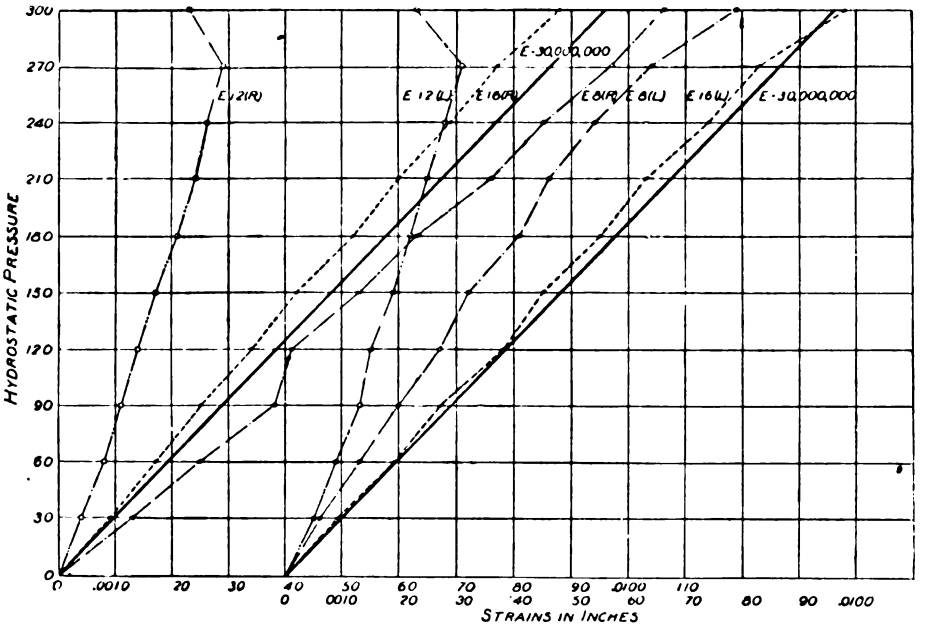
72" (1·83 m). Dampfkessel mit Darstellung der Meßlängen, an denen die Dehnungsmessungen während der Druckprobe vorgenommen wurden.

Fig. 6.

Digitized by Google

Straßen, die dem gewöhnlichen Verkehr ausgesetzt sind, anzubringen und zu schützen und sie in bestimmten Zwischenräumen mit einer Genauigkeit von ungefähr 0·0025 mm (0·0001 in.) zu messen, d. i. ungefähr die gleiche, wie sie an Eisenteilen erreicht wird.

Die Meßlängen auf dem Pflaster wurden unter Verwendung kleiner Bronzestifte, die in Löcher einzementiert wurden, genau festgelegt. Die Löcher waren in das Mauerwerk eingebohrt. Die



Hydrostatic Pressure = hydrostatischer Druck. Strains in inches = Dehnung in Zoll.
Kurven der tangentialen Dehnungen, Bleche vom Schuß E. Wasserdruckprobe des Dampfkessels.
Fig. 7.

oberen Enden der Stifte waren in der gewöhnlichen Weise für die Zentrierung der Kontaktspitzen des Dehnungsmessers ausgebohrt. Die Oberflächen der Stifte waren etwas unter der Oberfläche des Pflasters angeordnet und durch Pappscheiben geschützt, die, insolange die Messungen nicht vorgenommen wurden, mit Glaserkitt überzogen waren.

Diese Beispiele erläutern das Prüfungsverfahren. Was die Ergebnisse anbelangt, so erscheint es zweifellos erwünscht, Unterlagen über die tatsächlichen örtlichen, sowohl als allgemeinen

Digitized by Google

Spannungen zu gewinnen, die auftreten, wenn die Baustoffe in Anspruch genommen werden. Es ist oftmals schwierig, die Beziehungen, die einerseits zwischen den Ergebnissen von Laboratoriumsversuchen bezüglich der Dehnung und Querschnittseinschnürung am Probestück oder gar hinsichtlich der Zugfestigkeit und andererseits zwischen den einen unversehrten und dauernden Bestand der Bauteile gewährleistenden Bedingungen bestehen, zu erkennen und festzulegen. Es scheint durchaus feststehend, daß praktisch weder die Dehnung noch die Kontraktion, die beim Zugversuche beobachtet werden, mit Notwendigkeit als Vorboten des Bruches eintreten müssen. Dies ist eine der Lehren, die aus den Dauerproben hervorgehen.

Fragen, betreffend Güte der Ausführung, Entwurfseinzelheiten, Montagespannungen, Nebenspannungen und bezüglich der Einflüsse infolge Wärmeschwankungen — sie alle gehören zu den Gründen, die für umfassende Versuche an Baukonstruktionen sprechen. Die Bauwerksversuche, die in dieser Abhandlung aufgezählt worden sind, werden vielleicht zum Fortschritt auf dem Wege zur Beantwortung dieser Fragen anspornen.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

XI 1

INTERNATIONALE LIEFERBEDINGUNGEN FÜR EISEN UND STAHL.

Bericht des Obmannes der Kommission 1 **Dr. A. v. Rieppel,** Nürnberg.

Allgemeines.

Der I. V. M. T. hatte auf seinem Kongreß zu Stockholm im Jahre 1897 einem neugebildeten Ausschuß 1 die Aufgabe gestellt:

„Auf Grund der bestehenden Lieferbedingungen sind „Mittel und Wege zu suchen zur Einführung einheitlicher „internationaler Vorschriften für Prüfung und Abnahme von „Eisen und Stahlmaterial aller Art."

Der Ausschuß sollte nach den Richtlinien arbeiten: Zunächst die maßgebenden Lieferbedingungen der einzelnen Länder zu sammeln, sie unter Mitwirkung der Landesverbände zu einheitlichen nationalen Vorschriften zu verarbeiten und dann auf Grund dieser nationalen Vorschriften einheitliche internationale Liefervorschriften aufzustellen.

Die Obmannschaft des Ausschusses wurde mir übertragen. Ich hatte das Amt übernommen, weil ich mir von dem Zusammenwirken der verschiedenen Länder zur Vereinheitlichung von Liefervorschriften etwas versprochen hatte. Aber schon bei der Zusammensetzung des Ausschusses ergaben sich solche Schwierigkeiten, daß fast 2 Jahre bis zur vollen Bildung des Ausschusses aus Vertretern von 15 verschiedenen Ländern verflossen. Es wurden dann bei diesen Ländern Umfragen veranstaltet und die Ergebnisse zusammengestellt. Doch gingen die zu sammelnden Lieferbedingungen teilweise so langsam und unvollständig ein, daß sie beim Eintreffen meist schon veraltet waren; für das gleiche Land und das gleiche Material gab es vielfach verschiedene Liefervorschriften, je nach dem Verwendungszweck; nationale Landesverbände fehlten in vielen Ländern. Dieser Weg erwies sich also als nicht gangbar.

Digitized by Google

Infolgedessen versuchte ich 1903, für Deutschland Lieferbedingungen zu entwerfen, welche die wesentlichen Bestimmungen der Lieferbedingungen der anderen Länder umfaßten, so daß bei gleichem Entgegenkommen seitens der anderen Länder einheitliche internationale Lieferbedingungen möglich gewesen wären. Doch mißglückte dieser Versuch ebenfalls.

Erfreulich war hiebei, daß sich schon bald neben dem 1896 ins Leben getretenen deutschen Verband für die Materialprüfungen der Technik im Jahre 1901 in England das Engineering Standards Committee und 1902 in Amerika die American Society for Testing Materials gebildet hatten, welche ähnliche Ziele auf nationaler Grundlage verfolgten. Diesen nationalen Verbänden war es dann auch zu danken, daß in den 3 Ländern bald eine große Anzahl einheitlicher nationaler Liefervorschriften geschaffen wurden.[1])

Eine Förderung unserer Aufgabe schien nur durch deren Beschränkung möglich. Ich beantragte daher 1906, die Arbeiten auf die einheitlichen Lieferbedingungen Deutschlands, Englands und Amerikas zu beschränken und die Arbeiten durch einen kleinen Sonderausschuß aus diesen 3 Staaten fortzusetzen. Demgemäß beschloß der Kongreß in Brüssel 1906:

„Der Kongreß nimmt das Ergebnis der bisherigen „Tätigkeit der Kommission zur Kenntnis und spricht den „Wunsch aus, daß die Kommission, eventuell durch eine „Unterkommission unterstützt, die Arbeiten fortsetzen möge."

Zur Ausführung wurde der Unterausschuß 1a gebildet, dessen Zusammensetzung (1 Obmann und je 2 Vertreter der 3 in Frage kommenden Länder) infolge verschiedener Schwierigkeiten erst Anfang 1909 vollzogen war.[2]) Seine Aufgabe lautete:

[1])

		Bis jetzt veröffentlicht	davon für Stahl und Eisen
Amerika:	Erste einheitl. nation. Liefervorschriften 1901:	40 Vorschriften	23
England:	„ „ „ „ 1903:	23 „	19
Deutschland:	„ „ „ „ 1900:	10 „	7

[2]) Dieser Unterausschuß 1a besteht aus

dem Obmann: A. v. Rieppel,

den Mitgliedern: Deutschland: R. Stribeck, Essen a. d. Ruhr; H. Vehling, Rote Erde bei Aachen.

Großbritannien: F. W. Harbord, London; W. G. Kirkaldy, London.

Vereinigte Staaten von Nordamerika: W. A. Bostwick, Pittsburg; W. R. Webster, Philadelphia.

Digitized by Google

„Der Unterausschuß 1a soll versuchen, auf Grund der „von den nationalen Verbänden aufgestellten Liefervorschriften „Deutschlands, Englands und der Vereinigten Staaten von „Nordamerika einheitliche internationale Lieferbedingungen „aufzustellen für Lieferungen nach Ländern, welche selbst „keine eigene nennenswerte Eisenerzeugung besitzen."

Der Ausschuß stellte zur Vorbereitung für einen internationalen Vermittlungsvorschlag die wichtigsten Punkte der einheitlichen Liefervorschriften der 3 Länder in Gegenüberstellungen[1]) zusammen. Ferner befürwortete er, die nationalen Lieferbedingungen der 3 Länder für Exportaufträge und die Einführung einer Normalmaschine für Schienenschlagproben in jedem Lande zu empfehlen. Der Kopenhagener Kongreß 1909 faßte auf Antrag Martens hiezu folgenden Beschluß:

„Der V. Kongreß begrüßt die Arbeiten des Unter- „ausschusses 1a mit Freuden; er erkennt die in der Druck- „sache VIII 1 niedergelegten Grundsätze im allgemeinen an „und beschließt, die Kommission 1 (Subkommission 1a) „möge ihre dankenswerten Arbeiten im Benehmen mit den „Landesverbänden fortsetzen und tunlichst dem VI. Kongreß „bestimmte Vorschläge über die Grundlagen internationaler „Lieferbedingungen vorlegen."

Hiermit wurde, wie aus den Verhandlungen hervorgeht, auch eine Erweiterung der Aufgabe des Ausschusses in dem Sinne ausgesprochen, daß auch wieder andere Länder in die Arbeiten einbezogen werden sollten.

Auf Grund dieser Beschlüsse setzte die Vorstandssitzung zu Frankfurt a. M. vom 5. und 6. Februar 1910 auf meinen Antrag bestimmte Richtlinien für den Unterausschuß fest. Demnach sollte er unter anderem seine Arbeiten auf solche Lieferbedingungen der einzelnen Länder beschränken, die in dem betreffenden Lande für die bestimmte Materialklasse als einheitlich anerkannt sind. Die Aufgabe wurde hiernach wie folgt gefaßt:

„Auf Grund der in den einzelnen Ländern vereinheit- „lichten Lieferbedingungen ist die Einführung einheitlicher

---

[1]) Veröffentlicht in den Mitteilungen des I. V. M. T.

Oberbaueisen:	August 1909	Nr. 12, Bd. I.
Bauwerkeisen:	„ 1909	
Schiffbaueisen:	Mai 1911	Nr. 4, Bd. II.
Gußeisen:	„ 1911	

Digitized by Google

„internationaler Lieferbedingungen für Eisen und Stahl aller „Art zu versuchen."

Weitere Verhandlungen beziehen sich auf den Empfehlungsaufdruck.[1]) Dieser wurde infolge Widerspruches mehrer Ausschußmitglieder nicht eingeführt.

Auf der Vorstandssitzung zu Brüssel vom 13. August 1910 wurde die Bildung eines besonderen Unterausschusses 1b für Gußeisen beschlossen, der im Januar 1911 vollzählig war.[2])

Im Laufe des Jahres 1911 erhielt ich einheitliche Vorschriften aus den Niederlanden (allgemeine Vorschriften für Eisen) und Dänemark (Walzrohre).

Da die Ausdehnung der Arbeiten auf die Liefervorschriften der übrigen Länder die Arbeiten ins Uferlose erweitern und eine endgültige Erledigung immer weiter hätte hinausschieben müssen, so beschloß der Vorstand in einer Sitzung vom 27. Januar 1912 zu Dresden auf meinen Antrag, daß die Arbeiten des Unterausschusses gemäß dem ursprünglichen Brüsseler Beschluß auf die einheitlichen Vorschriften der 3 Haupterzeugungsländer beschränkt bleiben sollten.

Stahl. Ausschuß 1a.

Um die Arbeiten zu beschleunigen, stellten die amerikanischen Mitglieder des Ausschusses 1a Anträge, die im wesentlichen dahin gingen, die englischen Bedingungen für Schiffbaueisen und die amerikanischen Bedingungen für Bauwerkeisen als einheitliche internationale Bedingungen anzuerkennen. Dieser Vorschlag erwies sich infolge des Einspruches verschiedener Ausschußmitglieder als nicht durchführbar. Ich versuchte daher neuerdings, einen einheitlichen internationalen Entwurf zunächst für Bauwerkeisen auf Grund der 3 nationalen Lieferbedingungen aufzustellen. Der Entwurf wurde aber in seinen wesentlichen Bestimmungen so dehnbar, bedingt durch die derzeitige Verschiedenheit der nationalen Lieferbedingungen, daß er nicht als brauchbare internationale Lösung betrachtet werden kann.

[1]) Der I. V. M. T. sollte durch einen Aufdruck auf die einheitlichen nationalen Liefervorschriften diese für Exportaufträge des betreffenden Landes empfehlen.

[2]) Der Ausschuß 1b ist wie folgt zusammengesetzt:

Obmann: W. Brüggemann, Dortmund.

Mitglieder: Deutschland: W. Brüggemann; O. Leyde, Schönberg-Berlin.
Großbritannien: F. W. Harbord, London; J. E. Stead, Middlesborough.
Vereinigte Staaten von Nordamerika: R. Moldenke, New York; W. Wood, Philadelphia.

Digitized by Google

Da die schriftliche Behandlung der Sache keine weiteren Fortschritte brachte, berief ich, einer Anregung der amerikanischen Mitglieder entsprechend, den Unterausschuß 1a für den 8. Mai 1912 zu einer Sitzung nach London. Hiezu wurden auch namhafte Vertreter der Eisenindustrie der 3 Länder eingeladen, um deren Stellung zu unseren Arbeiten kennen zu lernen, da ohne das Interesse und die Mitwirkung der Eisenindustrie eine Lösung unserer Aufgabe unmöglich erscheint. Kurz vor der Londoner Sitzung fanden bereits Einzelbesprechungen der Eisenerzeuger Deutschlands und Großbritanniens unter sich statt. An der Ausschußsitzung in London nahmen die nachstehenden Herren teil:

Dr. W. C. Unwin, President, Institution of Civil Engineers (Vorsitzender),
Mr. G. Ainsworth (Consett), Steel Ingot Makers Assoc.,
Mr. Walter Crooke (Stalybridge), Steel Ingot Makers Assoc.,
Sir H. F. Donaldson, K. C. B., Director, Woolwich Arsenal,
Mr. C. Dresser, Assistant Secretary, Engineering Standards Committee,
Mr. Adolphe Greiner, General Director, Cockerill, Liege (belgisches Vorstandsmitglied des I. V. M. T.),
Mr. H. de Gorsky, Secretary to Mr. Greiner,
Mr. F. W. Harbord, Mitglied vom Ausschuß Ia,
Mr. W. G. Kirkaldy, Mitglied vom Ausschuß Ia,
Mr. G. Lemmy, "Engineering",
Mr. G. C. Lloyd, Secretary, Iron and Steel Institute; (engl. Vorstandsmitglied des I. V. M. T.)
Mr. A. C. Meyjes, "Ironmonger",
Mr. Lough Pendred, "Engineer",
Mr. J. Reay, Engineering Standards Committee,
Dr. A. von Rieppel, Vorsitzender vom Ausschuß Ia,
Mr. George Ritchie, Steel Rail Makers Assoc.,
Mr. G. H. Roberts, Woolwich Arsenal,
Mr. F. E. Robertson, Engineering Standards Committee,
Mr. Leslie S. Robertson, Secretary, Engineering Standards Committee,
Mr. E. H. Saniter, Steel Peech & Tozer,
Mr. E. Schaltenbrand, Stahlwerks-Verband, Düsseldorf,
Dr. E. Schroedter, Verein deutscher Eisenhüttenleute, Düsseldorf,
Mr. Fairfax Scott, Secretary, British Iron Trade Assoc.,

Digitized by Google

Mr. L. P. Sidney, Assistant Secretary, Iron and Steel Inst.,
Mr. H. J. Skelton, British Iron Trade Association.

Die amerikanischen Mitglieder des Ausschusses waren leider an der Teilnahme verhindert.

In der Sitzung sprachen sich die englischen und deutschen Vertreter einmütig dahin aus, daß einheitliche internationale Liefervorschriften gegenüber den bisher in den einzelnen Ländern bestehenden Lieferbedingungen einen Fortschritt bedeuten müßten, wenn sie Aussicht auf Annahme haben sollten. Die Aufstellung derartiger Vorschriften sei aber bei dem gegenwärtigen Stande der Eisenerzeugung und Verarbeitung noch verfrüht. Insbesondere wurde darauf hingewiesen, daß erst in jüngster Zeit wieder sowohl in England wie in Amerika die Änderung, bzw. ein weiterer Ausbau der zurzeit geltenden Bestimmungen für Schienen in Erwägung gezogen werde, also das Urteil über die zweckmäßigsten Herstellungsbedingungen noch gar nicht abgeschlossen sei. Solange die Erzeugungsbedingungen der einzelnen Länder so stark voneinander abweichen, wie es jetzt der Fall ist, könne an eine Vereinheitlichung der Lieferbedingungen nicht gedacht werden.

Die Versammlung einigte sich nach eingehender Besprechung der bestehenden Schwierigkeiten auf folgende Resolution:

„1. Es ist vorläufig noch verfrüht, dem VI. Kongresse des I. V. M. T. die Annahme von einheitlichen internationalen Liefervorschriften zu empfehlen.

2. Die Versammlung erkennt in vollem Umfange an, daß einheitliche internationale Vorschriften erwünscht sind, wenn eine Einigung erzielt werden kann, und wünscht, daß der Ausschuß seine Arbeiten fortsetzen möge; sie ist aber einmütig der Ansicht, daß irgend ein weiterer Schritt in dieser Angelegenheit auf dem nächsten Kongresse nicht erwünscht ist.

Sie spricht dem Vorsitzenden und den Mitgliedern des Unterausschusses 1a den besten Dank der Versammlung aus für die Mühe und Sorgfalt, welche auf die Angelegenheit verwendet wurde und bittet, dem Vorstande des I. V. M. T. diese Resolution zur Vorlage auf dem VI. Kongresse zur Kenntnis zu bringen."

Diese Resolution wurde noch am gleichen Tage in einer Sitzung des engeren Ausschusses 1a beraten, an der nachstehende Personen teilnahmen:

Digitized by Google

vom I. V. M. T.
Dr. A. v. Rieppel, Vorsitzender vom Ausschusse 1a,
Mr. F. W. Harbord, Mitglied von 1a,
Mr. W. C. Kirkaldy, Mitglied von 1a,
Mr. G. C. Lloyd, engl. Vorstandsmitglied des I. V. M. T.,
außerdem
Mr. Leslie Robertson, Engineering Standards Committee,
Mr. E. Schaltenbrand, Stahlwerks-Verband, Düsseldorf,
M. Dr. E. Schroedter, Verein deutscher Eisenhüttenleute, Düsseldorf.

Der Ausschuß 1a beschloß:

„In Übereinstimmung mit dem in der Resolution aus-
„gedrückten Wunsche unterbreitet der Ausschuß 1a dem
„Vorstande des I. V. M. T. die Resolution. In Rücksicht auf
„die darin entschieden ausgesprochene feste Meinung bedauert
„der Ausschuß 1a, daß er außerstande ist, zurzeit irgend-
„welche Vorschläge über internationale Lieferbedingungen
„zu machen, die dem VI. Kongresse des I. V. M. T. zur
„Besprechung vorgelegt werden könnten."

Gußeisen. Ausschuß 1b.

Auch der Ausschuß 1b für Gußeisen hat die Aufstellung einheitlicher internationaler Lieferbedingungen nicht fördern können. Die englischen Mitglieder Dr. Stead, Harbord und Kirkaldy haben unter Mitwirkung der englischen Firmen

Westgarth Richardson & Co, Middlesborough,
Young & Co., London

wertvolle Versuche geliefert über den Einfluß der Form der Probestäbe bei Materialprüfungsversuchen. Es stellte sich heraus, daß es auf das Messungsergebnis praktisch von geringem Einflusse ist, ob das Versuchsstück nach den amerikanischen oder englischen oder deutschen Liefervorschriften geformt ist. Wegen der Einzelheiten verweise ich auf den Bericht des Herrn Stead: „Untersuchung über den Einfluß der Form von Probestäben auf die Festigkeitseigenschaften von Gußeisen", der in Nr. 8 der „Mitteilungen des I. V. M. T.", April 1912, abgedruckt ist.

Ob eine Roheisenklassifizierung statt durch das Aussehen des Bruches durch chemische Analyse möglich ist, sollte ein Fragebogen entscheiden; seine Ausführung ist aber vorläufig unterblieben, da die deutschen Roheisenerzeuger der internationalen Verein-

Digitized by Google

heitlichung von Liefervorschriften für Gußeisen und den damit zusammenhängenden Fragen zur Zeit kein besonderes Interesse entgegenbringen. Die englischen Roheisenerzeuger hatten schon früher, in einer Sitzung am 14. Februar 1910, eine Änderung in der bisherigen englischen Praxis der Beurteilung von Roheisen für nicht wünschenswert erklärt. Inzwischen hatte die Hauptversammlung des Deutschen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik im September 1911 auf Grund umfassender Versuche beschlossen, eine Änderung der erst im Jahre 1909 angenommenen deutschen Liefervorschriften für Gußeisen in Erwägung zu ziehen.

Also auch für Gußeisen liegen die Verhältnisse ähnlich wie beim Stahl: Die Lieferbedingungen sind teilweise noch im Flusse, das Interesse der Eisenerzeuger ist in der Mehrzahl der Länder nicht genügend groß, eine internationale Vereinheitlichung von Liefervorschriften ist infolgedessen noch verfrüht.

Ich bin daher zu meinem Bedauern nicht in der Lage, zurzeit bestimmte Vorschläge für die Lösung der Aufgaben von 1a und 1b zu machen.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

XI$_2$

GRUNDSÄTZE FÜR ÜBERNAHMSBEDINGUNGEN VON KUPFER.

Von Prof. **Leon Guillet**, Paris.
Obmann der Kommission 38.

Die Kommission 38 hat seit dem Kopenhagener Kongreß verschiedene Veränderungen erfahren.

Ihre gegenwärtige Zusammensetzung ist die folgende:

Präsident: Leon Guillet, Professor am «Conservatoire National des Arts et Metiers et à l'Ecole Centrale des Arts et Manufactures», 8 Avenue des Ternes, Paris.

Mitglieder: P. Breuil, Paris, E. Camerman, Brüssel, W. Campbell, New-York, E. D. Diller, Chicago, R. Franke, Eisleben, R. T. Glazebrook, Teddington, G. Guillemin, Paris, F. Lorenz, Duisburg, J. T. Milton, London, P. Olguine, Moskau, G. E. Skinner, East Pittsburg, F. Tomlinson, Manchester, W. Welikhoff, Moskau, Zugmayer jun., Waldegg (N.-Ö.).

Die im Jänner 1909 ernannte Kommission stellte für den Kopenhagener Kongreß einen Bericht zusammen, dessen Hauptzweck eine Zusammenfassung der in den verschiedenen Ländern in Gebrauch stehenden Übernahmsbedingungen für Kupfer war.

Zweck des gegenwärtigen Berichtes ist, genaue Bedingungen für die Ubernahme von Kupfer in Stangen, Platten und Drahtform zu mechanischen und elektrischen Konstruktionszwecken in Vorschlag zu bringen.

Es wurde zwischen den Mitgliedern der Kommission und deren Präsidenten eine umfangreiche Korrespondenz gewechselt und es wird im folgenden nicht unterlassen werden, außer den gefaßten Beschlüssen auch die in den einzelnen Fällen erhobenen Einwürfe zu verzeichnen.

Digitized by Google

1. Beschluß. Die allgemeinen Bedingungen für die Herstellung der Probestäbe sollen analog denen sein, die vom IV. Kongreß angenommen werden wird.

Die Kommission denkt hiedurch diese Frage bedeutend zu vereinfachen; sie geht dabei von der Ansicht aus, daß die Grundsätze, die vom IV. Kongreß für die Entnahme und mechanische Zurichtung der Probestäbe sowie für deren Abmessungen angenommen wurden, in gleicher Weise für Kupfer Anwendung finden sollen. Natürlich ist hiebei die Frage der thermischen Behandlung dieser Probestäbe nicht in Betracht gezogen.

2. Beschluß. Die Kommission stimmt der Anwendung einer mittleren Geschwindigkeit zu, welche einem Auseinanderrücken der beiden Einspannklauen (Klemmen) um 10 mm pro Minute gleichkommt.

Die Temperatur wird zwischen 5° und 30° angenommen.

3. Beschluß. Die Zerreißprobe mit geglühtem Material wird als Hauptprobe angesehen.

Die Kommission empfiehlt, den fertigen Probestab zu glühen und denselben zu diesem Zweck unter Vermeidung einer Oxydation während fünf Minuten auf eine Temperatur von 600° bis 700° zu bringen. Die Abkühlung soll unter Abschluß der Luft geschehen.

4. Beschluß. Bei dieser Zerreißprobe soll die Bruchbelastung 22 kg pro Quadratmillimeter des Querschnittes betragen, die Bruchdehnung

35% bei Platten und Blechen,
40% bei Stangen und Draht.

Hiebei soll in allen Fällen bei der Bruchfestigkeit eine Toleranz nach abwärts von 1 kg zulässig sein, sofern die bezügliche Dehnung die obenangegebenen Maße um 2% überschreitet.

5. Beschluß. Die Kommission empfiehlt, eine Zerreißprobe mit dem Metall im Zustande seiner Verwendung, d. i. also mit dem gewalzten oder gezogenen Rohmaterial vorzunehmen, um so den Härtungsgrad des Materials festzulegen. Derselbe ist selbstverständlich je nach der Verwendung ein verschiedener.

6. Beschluß. Mit Platten und Blechen sollen Biegeversuche gemacht werden. Dieselben sind in kaltem Zustande durchzuführen, und zwar direkt, ohne Dorn. Bei 5 cm Rundung müssen sich die beiden Enden berühren, ohne daß sich irgendwelche Risse zeigen.

Digitized by Google

7. Beschluß. Mit Ausnahme von Arsenik soll das Kupfer von fremden Bestandteilen weniger als 0·5% enthalten.

8. Beschluß. Für Verwendungszwecke bei höheren Temperaturen empfiehlt die Kommission einen Arsenikgehalt von mindestens 0·25%.

9. Beschluß. Für Kupfer von hoher Leistungsfähigkeit schlägt die Kommission die folgenden Bedingungen des "Engineering Standards Committee" vor:

A. Als handelsüblich stark gehärtetes Kupfer von hoher Leitungsfähigkeit gilt jenes, von welchem ein Draht von 1 m Länge und 1 g Gewicht bei 15·6 Zentigraden einen Widerstand von 0·1539 Ohm besitzt. Als stark gehärtetes Kupfer gilt jenes, dessen Bruchdehnung weniger als 1% beträgt.

B. Als handelsüblich geglühtes Kupfer von hoher Leitungsfähigkeit gilt jenes, von welchem ein Draht von 1 m Länge und 1 g Gewicht bei 15·6 Zentigraden einen Widerstand von 0·1508 Ohm besitzt.

C. Der Veränderungskoeffizient beträgt 0·00428 pro Zentigrad.

D. Abweichungen bis zu 2% vom Normale sind hinsichtlich der Leitungsfähigkeit und des Gewichtes bei allen Leitern zulässig. Die Dichte vom Kupfer wird mit 8·90 angenommen.

E. Bei verzinnten Leitungsdrähten von Durchmessern zwischen 0·104 und 0·028 mm ist eine Überschreitung bis zu 1% des auf den Durchmesser gerechneten Widerstandes zulässig.

Bemerkungen:

Mit diesen Beschlüssen haben sich außer dem Präsidenten einverstanden erklärt die

Herren Breuil, Glazebrook, Guillemin, Olguine, Skinner, Tomlinson, Welikhoff.

Herr Milton fordert eine Blockbiegeprobe auf 180° im rotglühenden Zustande. Die Kommissionsmitglieder sind der Meinung, daß dieser Versuch in der Kaltbiegeprobe laut Beschluß 6 inbegriffen ist.

Herr Lorenz spricht das Verlangen aus, daß drei Qualitäten von Kupfer unterschieden werden mögen: weiches, mittleres und hartes Kupfer, deren Kennzeichen und Verwendungszwecke im folgenden angeführt erscheinen.

Digitized by Google

Qualität des Kupfers	Mindestgehalt an Kupfer %	Arsenik %	Nickel %	Verwendung	Bruchfestigkeit kg	Dehnung %
Weich	99·4	—	—	Bleche, Stangen, Draht	21	35
Mittel	99·0	0·25	0·10	Bleche, Platten	22	38
				Stangen	23	38
Hart	98·75	0·50	0·15	Platten	23	38
				Stangen	24	38

Die Kommission ist nicht der Ansicht, daß bei dem gegenwärtigen Stande der Frage bereits eine Aufstellung dreier Kategorien von Kupfer möglich wäre. Im 8. Beschlusse bringt dieselbe zum Ausdruck, daß das Arsenik ihrer Ansicht nach bei warmer Bearbeitung von Vorteil ist, und auch der 7. Beschluß, der einen Maximalgehalt der fremden Bestandteile, mit Ausnahme des Arseniks, bestimmt, trägt ja in vieler Hinsicht dem Verlangen des Herrn Lorenz Rechnung.

Über eine schwache Beimengung von Nickel, respektive die hieraus resultierenden Vorteile sind die Ansichten der Mitglieder noch nicht geklärt.

Herr Franke, ein jüngst ernanntes Mitglied der Kommission hat uns folgende Bemerkungen eingesandt:

Dieser Entwurf gibt nach den in den Walzwerksbetrieben der Mansfeld'schen Kupferschiefer bauenden Gewerkschaft gesammelten Erfahrungen zu folgenden Bemerkungen Anlaß:

ad 1. Die von dem IV. Kongreß anerkannten allgemeinen Bedingungen sind hier nicht genügend bekannt. Wenn es üblich ist, bei Zerreißversuchen mit Eisen die Walzhaut an den Probestäben nicht zu entfernen, so muß bei Zerreißversuchen mit Kupfer die Entfernung der Walzhaut von den Probestäben und ihre sorgfältige Bearbeitung gefordert werden, weil das verhältnismäßig weiche Kupfer leicht kleine Eindrücke aufweist, die die Festigkeit beeinflussen und die ein falsches Bild von der tatsächlichen Festigkeit des zu prüfenden Materialstückes geben würden, wenn sie nicht beseitigt wären.

Digitized by Google

ad 2. Es scheint angenommen zu werden, daß die Proben vom Walzstück abgetrennt für sich zu glühen sind, denn sonst ist die vorgeschriebene, in etwa 5 Minuten zu erreichende Glühtemperatur von 600° bis 700° C und die Forderung des tunlichsten Luftausschlusses nicht zu verstehen.

Die preußische Eisenbahnverwaltung und andere Abnehmer werden sich aber wohl kaum dazu verstehen können, vom Walzstück abgetrennte Proben für sich ausglühen zu lassen, weil ihnen dann jede Kontrolle darüber verloren geht, ob das Werkstück selbst richtig geglüht ist und auch die gleichen Qualitätswerte wie die Probe aufweist.

ad 3. Die Zugfestigkeit ist unbedingt als die wichtigste Probe anzusehen.

ad 4. und *5.* Die preußische Eisenbahnverwaltung schreibt bei einer Dehnung von 38% eine Festigkeit von 22 kg für Feuerbuchs- und von 23 kg für Stehbolzenmaterial vor.

Diese Bestimmung hat sich durch Jahre hindurch insofern ausgezeichnet bewährt, als sie Differenzen zwischen Abnehmern und Produzenten auf ein Mindestmaß herabstimmt.

Für die Herabsetzung des Festigkeitswertes für Stangen und Drähte auf 22 kg und des Dehnungswertes für Platten und Bleche auf 35% sowie für die Steigerung des Dehnungswertes für Stangen und Drähte auf 40% können aus vorerwähntem Grunde und bei Verwendung von auf feurig-flüssigem Wege aus Erzen erschmolzenen Kupfersortimenten, stichhaltige Gründe keine Veranlassung bieten.

Bei Verwendung von umgeschmolzenen und eventuell auch zur Verbesserung der Qualität mit Zusätzen versehenen Elektrolytkupfersortimenten scheint die Erfüllung der bereits erwähnten altbewährten Qualitätsvorschrift Schwierigkeiten zu bereiten, die bei Anwendung der neuen Bedingung allerdings à conto eines Qualitätsmangels behoben sind. Alle diesseitigen Erfahrungen gehen jedenfalls darauf hinaus, daß einem Kupfer pyrogenen Ursprungs der Vorzug gegenüber einem Kupfer elektrometallurgischem Ursprungs zu geben ist.

ad 6. Bei roh gewalztem Material kann die Festigkeit zwischen ca. 21 und 40 kg schwanken und diese Schwankung hängt ganz davon ab, ob das Material beim letzten Walzstich noch rotwarm

Digitized by Google

war oder ob es bereits mehrere Male im kalten Zustande die Walzen passierte. Ein solches Material wird aber überhaupt nicht zur Abnahme gelangen.

Auch bei gezogenem Material können Schwankungen der Festigkeitswerte zwischen zirka 22 und 46 kg vorkommen, die ganz davon abhängen, wie stark Kupfer gezogen ist.

Welchen Zweck soll nun aber eigentlich die nicht recht klare Bedingung der Feststellung des Härtegrades haben, wenn durch solche schwankenden Resultate in die Beurteilung eine so große Unsicherheit hineingebracht wird?

ad 7. Warum soll kein Schraubstock verwendet werden?

Es macht den Eindruck, als ob die Biegeproben mit Maschinen derart vorgenommen werden sollen, daß durch Gewichtsbelastung eine gleichmäßige, stetig fortschreitende Durchbiegung herbeigeführt wird, durch die das Material mehr geschont wird, als bei seiner ruck- und stoßweisen Durchbiegung im Schraubstock. Es wäre wohl zweckmäßiger, die Worte „ohne Zuhilfenahme eines Schraubstockes" zu streichen und die Ausführungsform der Durchbiegung dem Lieferanten, der doch am Gelingen der Biegeprobe in erster Linie interessiert ist, zu überlassen.

ad 8. Diese Bestimmung ist völlig unhaltbar, da ein Kupfer mit mehr als 0·5% fremden Bestandteilen hervorragendere Qualitätseigenschaften als ein Kupfer mit weniger als 0·5% fremden Bestandteilen haben kann. So schwanken z. B die Kupfergehalte der Mansfeld'schen Feuerraffinade je nach ihrem Verwendungszweck zwischen 98·8 und 99·8% und zeigen einige dieser Marken mit 0·4 bis 0·9% Ni bei hohen Festigkeiten ausgezeichnete Dehnungen.

Es kommt also in erster Linie nicht auf die Menge, sondern auf die Art der fremden Beimengungen an. Als schädliche Beimengungen sind Antimon, Wismut und Schwefel anzusehen, die nur in Spuren auftreten dürfen. Als unschädliche Beimengungen gelten dagegen Nickel und Arsen.

ad 9. Diese Bedingung ist gleichfalls nicht anwendbar. Gerade nach den hier gemachten Erfahrungen hat sich ein nickelhaltiges Kupfer besser bewährt, als ein arsenhaltiges Kupfer, weil letzteres in gesteigerten Temperaturen eine allmähliche Abnahme seines Arsengehaltes erkennen läßt.

Digitized by Google

Es müßte sonach doch wenigstens heißen:

„Für die Verwendung des Kupfers in gesteigerter Temperatur hält die Kommission ein nickelhaltiges Kupfer bis zu 0·9% Ni oder ein arsenhaltiges Kupfer mit mindestens 0·25% As für empfehlenswert."

Schließlich möchte es sich wohl doch empfehlen, Kupferdrähte hier auszuschließen und dafür besondere Bedingungen auszuarbeiten, weil die in den meisten Fällen an Kupferdrähte gestellten Anforderungen so sehr verschieden von den Anforderungen sind, die an Platten, Bleche und Stangen gestellt werden, daß auch die vorzunehmenden Proben und Lieferungsbedingungen verschieden sein müssen.

Die Bemerkungen des Herrn Franke sind dem Präsidenten der Kommission zu spät zugekommen, um ihm noch deren Mitteilung an die Mitglieder zu ermöglichen. Er will daher auf sie vorderhand persönlich antworten und die bereits auf dem Kopenhagener Kongreß behandelten Fragen außer Betracht lassen, da alle damaligen Mitglieder der Kommission über die einzelnen Punkte zu einem Einvernehmen gelangt sind.

Bezüglich der Kommissionsbeschlüsse, mit denen Herr Franke nicht einverstanden ist, sei folgendes bemerkt:

1. Es erschien der Kupferkommission notwendig, sich mit den anderen Kommissionen bezüglich der bei der Probeentnahme angewandten Methoden in Übereinstimmung zu setzen. Die Fragen bildeten den Gegenstand eines ausführlichen Berichtes auf dem Brüsseler Kongreß, den der Präsident als den Mitgliedern der Kommission bekannt angenommen hat.

Übrigens ist es zweifellos, daß die Walzhaut während der Arbeit des Metalles verschwindet; Herr Franke kann bezüglich dieser seiner Befürchtungen beruhigt sein.

2. Die Mitglieder der Kommission waren vollkommen einig darüber, daß der Probestab gesondert ausgeglüht werde, weil dann der charakteristische Wert des verwendeten Kupfers bestimmt wird, und daß es deshalb erst nach Zerstörung aller Härtewirkungen zur Eprobung gelangen soll.

Aber man hat gleichwohl für den Beschluß Sorge getragen, (5. Beschluß), daß das Metall in dem Zustande seiner Verwendung erprobt werden soll. Die Gegenüberstellung der beiden Proben

Digitized by Google

wird es ermöglichen, die Qualität des Konstruktionsstückes und des ausgeglühten Metalles miteinander zu vergleichen, wie dies ja gerade Herr Franke anstrebt.

3. 4. 5. Die von Herrn Franke geforderten Qualitätszahlen zeigen nur geringe Abweichung von den durch die Majorität der Kommissionsmitglieder vorgeschlagenen Zahlen. Es muß jedoch betont werden, daß diese letztgenannten Ziffern auf ausgeglühtes Metall hinzielen, was die vorgeschlagene Festigkeitsziffer von 22 kg erklärlich macht.

Alle Kommissionsmitglieder mit Ausnahme von zweien (darunter Herr Franke) waren einig, verschiedene Dehnungen für Bleche und Platten sowie Stangen und Drähte (natürlich stets für den ausgeglühten Zustand derselben) vorzuschlagen.

6. Die Kommission konnte sich nicht entschließen, die Festigkeitsziffern für das roh gewalzte Metall festzusetzen, da sich diese mit jedem Verwendungszweck ändert.

Es muß für jeden besonderen Fall besonders festgesetzt werden.

7. Die Kommission hat in der letzten Fassung des Berichtes das Verbot der Verwendung des Schraubstockes, das anfangs beabsichtigt war, nicht mehr aufrecht gehalten.

8. Zur Frage der Verunreinigungen kann der Präsident nur das schon früher Gesagte wiederholen: Arsenik wurde nicht als Verunreinigung angesehen.

9. Über den Wert des Nickelzusatzes hat die Kommission keine Entscheidung getroffen.

Schlußfolgerungen:

Die Kommission 38 empfiehlt dem VI. Kongreß:

1. Die neun Beschlüsse in der oben dargelegten Fassung gutzuheißen, damit dieselben derart die Übernahme von Kupfer zu mechanischen und elektrischen Konstruktionszwecken grundsätzlich regeln.

2. Den Bestand der Kommission bis zum nächsten Kongreß zu verlängern, um, wie dies gelegentlich des letzten Kongresses ausgesprochen wurde, einen ähnlichen Bericht über Kupferlegierungen, insbesondere über Bronzen und Messing, in Vorlage bringen zu können.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

XI3

BEMERKUNGEN ZU DEN DÄNISCHEN LIEFERVORSCHRIFTEN FÜR SCHMIEDEISERNE ROHRE FÜR DAMPF-, GAS- UND WASSERLEITUNGEN.

Von **A. C. Karsten** in Kopenhagen.

Übersetzt von O. Vogel (Düsseldorf).

In einem äußerst interessanten Artikel, der in Nr. 26 von „Le génie civil" vom 29. Oktober 1910 erschienen ist, hat Herr Professor Ch. Frémont den vom dänischen Ingenieurverein ausgearbeiteten und von mir dem 1909 in Kopenhagen abgehaltenen internationalen Kongreß vorgelegten Entwurf für die Lieferung schmiedeiserner Rohre für Dampf, Gas und Wasser (vergleiche Bericht VIII6 des Kongresses des Internationalen Verbandes für die Materialprüfung der Technik 1909) einer Kritik unterzogen.

Aus diesem Anlaß gestatte ich mir, die folgenden Bemerkungen zu machen.

Es ist ein Irrtum von Herrn Frémont, wenn er die Siederöhren in die Kategorie der Röhren stellt, für welche diese Vorschriften gelten. Letztere beziehen sich in der Tat nur auf Röhren, die bestimmt sind, einen Teil eines Leitungssystems zu bilden, sowie dies einerseits der Titel besagt, andererseits der Artikel 1 der Vorschriften, in welchem erwähnt ist, daß die Röhren an ihren Enden Schraubengewinde haben, die vorsichtshalber durch Muffen geschützt werden.

Bezüglich der verschiedenen Punkte der betreffenden Bemerkungen möchte ich das Folgende hervorheben:

1. Der Zugversuch ist für die Bestimmung der Materialbeschaffenheit vorgeschrieben, woraus folgt, daß er auf die Zug-

Digitized by Google

probe parallel zur Rohrachse beschränkt ist. Das Resultat von Zugproben, die in der Querrichtung ausgeführt werden, würde ziemlich unabhänglich von der Beschaffenheit des Materials sein, denn in diesem Falle hängt das Resultat einzig und allein von der Güte der Schweißung ab; da diese aber an verschiedenen Stellen des geprüften Rohres verschieden sein könnte, so würde auch das Resultat eines Zugversuches in der Querrichtung ziemlich unstät sein.

2. Die Einschnürung hat in der Tat für die Fähigkeit des Metalles, sich biegen zu lassen, eine größere Bedeutung als die Dehnung; allein es ist andererseits eine besondere Probe vorgeschrieben worden, um die besagte Fähigkeit zu ermitteln. Außerdem wird man bei der Anwendung dünner Streifen, die dabei zu zerreißen sind, in der Praxis oft feststellen können, daß die Brüche so klaffend sind, daß es bei weitem nicht möglich ist, die Einschnürung mit der Genauigkeit zu messen, wie dies bei der Dehnung der Fall ist.

3. Durch das vorgeschriebene Geraderichten der Proben in der Hitze wird die Beschaffenheit des Metalles nicht wesentlich verändert werden können, weil das letztere beinahe mit Schweißhitze aus dem Walzwerk gekommen und somit eigentlich angelassen ist. Korngröße und Steifigkeit können durch die dunkle Rotglut und das Hämmern mit einem Holzhammer nicht verändert werden.

4. Die Biegeprobe ist von Herrn Professor H. J. Hannover auf dem Brüsseler Kongreß 1906 sehr eingehend behandelt worden. (Vergleiche den Bericht C3.)

5. Unter dem Ausdruck „sichtbare Fehler" sind Unregelmäßigkeiten wie Grate, äußere Rillen, innere Verengungen usw. zu verstehen.

6 Für die beiden verschiedenen Rohrarten wurde beinahe die gleiche Probe vorgeschrieben, weil sie während ihres Einbauens in eine Leitung im allgemeinen größeren Beanspruchungen ausgesetzt sind, als sie auszuhalten bestimmt sind. Während der Ausführung der Montagearbeiten werden die Rohre gebogen, geschnitten und sonst verschiedenen Behandlungen unterworfen. Das Metall aller Rohrsorten muß daher von derselben guten Beschaffenheit sein. Die Auswahl der schwereren Rohre für Dampf und der leichteren für Gas und Wasser hängt in der Hauptsache von der Abnutzung und den chemischen Einflüssen ab, denen sie ausgesetzt

Digitized by Google

werden. Alle gewöhnlichen Rohre von guter Beschaffenheit widerstehen meistens einem viel höheren innern Druck als dem, für den sie bestimmt wurden. Selbst die leichten Rohre werden auf 20 Atmosphären innern Druck geprüft, und ein Zerspringen tritt erst bei viel höheren Drücken ein.

7. Es würde ganz undurchführbar sein, alle Röhren, die für ein Leitungssystem bestimmt sind, zu prüfen. Es ist wichtig, sich davon zu überzeugen, daß die Lieferung im ganzen genommen von guter Beschaffenheit ist, und wenn irgend ein Rohr von schlechterer Qualität wäre, müßte es bei der Ausführung der Montagearbeiten entfernt oder später bei der ersten Probe, wo ein Lecken festgestellt würde, durch ein anderes ersetzt werden. Diese Methode verursacht viel weniger Kosten als die vorherige Prüfung aller Rohre einer Lieferung.

8. Von der Beschaffenheit der Schweißung überzeugt man sich bei der Biege- und der Druckprobe sowie durch eine Ätzprobe, die unter anderem auch gestattet, festzustellen, ob die Schweißung mit Überlappung oder ohne Überlappung hergestellt ist. Der Ausschuß, der die Vorschriften, um die es sich hier handelt, verfaßt hat, hat sehr wohl gewußt, daß man in Frankreich Normen für die Größe der Überlappungen aufgestellt hat, indessen ist der Hauptgesichtspunkt bei dieser Frage wohl die Beschaffenheit der Schweißung und nicht die Breite der Überlappung. Wie ich bereits oben erwähnt habe, betrifft diese Vereinheitlichung nicht die Siederöhren.

Was das von Herrn Frémont empfohlene Prüfungsverfahren durch Abschneiden eines Streifens vom Rohrende anbetrifft, so erinnere ich noch einmal daran, daß die meisten Rohre an den Enden mit Gewinden versehen sind, und daß die Gewinde gewiß ein Hindernis für die Ausführung der empfohlenen Schlagprobe bilden würden. Eine makroskopische Untersuchung wäre sicherlich zu empfehlen, indessen eignet sie sich nicht zur Aufnahme in ein System für die Vereinheitlichung. Die von Herrn Frémont vorgeschlagenen Proben würden vielleicht für Siederohre passen.

Wenn Herr Frémont unsern Versuchen vorwirft, daß sie nicht auch dynamisch, sondern einzig und allein statisch sind, so kann man ihm nicht abstreiten, daß es vielleicht angebracht wäre, das Metall durch Schlagversuche mit eingekerbten Stäben zu prüfen. Indessen sind diese letzteren Versuche von viel größerer

Digitized by Google

Bedeutung für die Siederöhren, auf welche sich die fragliche Vereinheitlichung nicht bezieht; da andererseits zur Zeit, als man die Vereinheitlichung der Methoden vorgenommen hat, diese Versuche noch lebhaft erörtert wurden, und diese Proben selbst heute noch nicht in den allgemeinen Vorschriften über die Prüfung des Eisens für Eisenkonstruktionen und Dampfkessel vorgeschrieben sind, so wäre es unlogisch, sie in erster Linie für die Lieferungen von Leitungsrohren für Dampf, Gas und Wasser vorzuschreiben.

Schlußfolgerung.

Obige Bemerkungen bezwecken die Widerlegung der von Herrn Professor Ch. Frémont in „Le génie civil" vom 29. Oktober 1910 veröffentlichten Kritik der dänischen Lieferungsvorschriften für schmiedeiserne Rohre für Dampf, Gas und Wasser, welch letztere ich dem V. im September 1909 in Kopenhagen abgehaltenen Kongreß vorgelegt hatte.

Digitized by Google

INTERNATIONALER VERBAND FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

VI. KONGRESS, NEW YORK, 1912

XI$_4$

EINHEITLICHE NOMENKLATUR VON EISEN UND STAHL.

Bericht der Kommission 24.

Vorgelegt von **H. M. Howe** (Obmann) und **A. Sauveur** (Sekretär) der Kommission.

(Übersetzt aus dem Englischen.)

Die zur Lösung dieser Aufgabe eingesetzte Kommission hatte folgende Zusammensetzung:

Obmann: Henry M. Howe, New York.

Obmann-Stellvertreter: L. Lévy, Paris; D. Tschernoff, St. Petersburg.

Sekretär: Alb. Sauveur, Boston.

Mitglieder: Van Drunen, Ixelles; O. Busse, Kopenhagen; H. Brauns, Dortmund; Verein Deutcher Eisenhüttenleute, Düsseldorf (Vertr.: E. Schrödter); Jernkontoret, Stockholm (Vertr.: I. A. Brinell, C. Benedicks, J. O Roos af Hjelmsäter); F. W. Harbord, London; The Iron and Steel Institute (Vertr.: J. E. Stead); L. P. Sidney, London; A. Pourcel, Paris; H. Le Chatelier, Paris; F. Osmond, Paris (†); Comité des Forges de France (Vertr.: Saladin, G. Charpy), P. Verole, Mailand; Associazione fragli Industriali Metallurgici Milano (Vertr.: Ing. C. Vanzetti); A. Baalsrud, Christiania; A. R. v. Dormus, Wien; A. Sailler, Wien; Bureau des forges, St Petersburg; N. Belelubsky, St. Petersburg; Service du contrôle et de la réception des commandes du Ministère des voies de comm. (Vertr.: O. Klemm), St. Petersburg; Edvi Illés Aladár, Budapest; Làzár Zoltán, Budapest; Misángyi Vilmos, Budapest; W. Campbell, New-York; Jos. W. Richarde,

Digitized by Google

South Bethlehem (Pa.): The American Society of Mechanial Engineers, New-York; American Iron and Steel Institute (Vertr.: Ch. Kirchhoff, New-York); American Institute of Mining Engineers (Vertr.: Ch. Kirchhoff, New-York; Henry D. Hibbard, Plainfield; H. P. A. Tiemann, Pittsburg.

I. Einleitung.

Die Begriffserklärungen, die Ihr Ausschuß dem V. Kongreß vorgelegt hat, sind mit einigen wenigen Ausnahmen von den beteiligten Parteien günstig aufgenommen worden, und wir empfehlen daher, dieselben als maßgebend anzunehmen. Neue Erklärungen an Stelle von solchen, die eine Verbesserung nötig zu haben schienen, und Definitionen einiger neu hinzugekommener Ausdrücke finden sich im Abschnitt II dieses Berichtes.

Zwei Bezeichnungen: Stahl („steel") und schmiedbares Gußeisen („malleable cast iron") bedürfen nach Ansicht der Mehrheit dieses Ausschusses einer eingehenden Erörterung. Wenn auch die Umgangssprache und der Handelsgebrauch einen Namen für zwei verschiedene, nicht übereinstimmende Begriffe recht gut gelten lassen können, so kann der wissenschaftliche Gebrauch dies nur mit Widerstreben tun. Aus diesem Grunde empfiehlt die Mehrheit von uns, Schritte zu unternehmen, um die mit diesen zwei Bezeichnungen verknüpften Widersprüche zu beseitigen, und zwar Weise, wie es in den Abschnitten III und IV dieses Berichtes dargelegt ist.

Einige Zusätze und Verbesserungen zu dem Glossar unseres letzten Berichtes waren vorgesehen, doch sind deren so wenige, daß wir den vorliegenden Bericht nicht mit einem neuen Glossar belasten wollen; statt dessen schlagen wir vor, unserem nächsten

---

II. Neue, dem VI. Kongreß vorgeschlagene Definitionen.

Offizielle Definitionen.

Gußeisen („cast iron"): Erklärung: Eisen, welches so viel Kohlenstoff enthält, daß es bei keiner Temperatur hinreichend schmiedbar ist. In Amerika wird, abgesehen von der vorstehenden, auf die Gattung hinzielenden Bedeutung, der Name „Gußeisen" auch in besonderem Sinne im Gegensatz zu Roheisen („pig iron", siehe später) gebraucht und nur auf Gußeisen in Form von

Digitized by Google

Bericht, der hoffentlich unser letzter sein wird, ein richtiggestelltes Benennungsverzeichnis beizugeben.

Mehrere hervorragende Vertreter der Industrie haben vorgeschlagen, in die Definitionen eine Angabe der Methode aufzunehmen, nach welcher die verschiedenen Erzeugnisse gewöhnlich hergestellt werden, z. B. anzugeben, daß das Roheisen im Eisenhochofen dargestellt wird. Indessen sollte irgendeine Substanz, die ihrer Natur nach mit Roheisen identisch ist, in der wissenschaftlichen Sprache Roheisen sein, unbekümmert darum, auf welche Weise sie erzeugt ist, ob durch Schmelzen in einem Tiegel, durch Zementierung, durch einen Blitzschlag oder durch irgendein anderes jetzt noch ungeahntes Mittel. Solche Einschränkungen gehören nicht in eine Definition, deren Zweck es ist, Grenzen aufzustellen, um den definierten Gegenstand von den übrigen des Weltalls zu scheiden. Doch um den ausgesprochenen Wünschen nachzukommen, haben wir die eigentlichen Erklärungen mit Bemerkungen versehen, die — dem Wesen nach nicht als eine genaue Definition, sondern nur als eine Art Bürgschaft gegen falsche Auffassungen — erklären, wie gewisse Produkte gewöhnlich hergestellt werden. Eine solche Erklärung mag als weiterer Schutz gegen Betrug recht nützlich sein, da ein gewerblicher Vertrag voraussetzt, daß er von dem Gesichtspunkt bestehender industrieller Verhältnisse und Gepflogenheiten aus betrachtet wird. Wissenschaftlich gesprochen, mag etwas Roheisen sein, was, vom technisch-industriellen Standpunkte betrachtet, sicher nicht als Roheisen angesehen wird, so wie ein blindes oder verendendes Pferd, das zwar vom wissenschaftlichen Standpunkte noch immer ein Pferd ist, für die meisten industriellen und administrativen Zwecke gewiß nicht mehr als ein Pferd gilt.

II. Neue, dem VI. Kongreß vorgeschlagene Definitionen.

Britische Definitionen.

Gußeisen (Cast Iron). Erklärung: Eisen mit wechselndem prozentuellem Gehalt von Silizium, Phosphor usw. und so großem Kohlenstoffgehalt, daß es sich bei keiner Temperatur hinreichend schmieden läßt.

Bemerkungen: Das Gußeisen des Handels wird gewöhnlich im Hochofen aus Erz in direkter Berührung mit fester Kohle ge-

Digitized by Google

Gußstücken anderer Art als Masseln und auf geschmolzenes Gußeisen, das zum Guß in solche Stücke geeignet ist, verwendet.

Bemerkungen. Das Gußeisen des Handels wird gewöhnlich im Eisenhochofen aus dem Erz in direkter Berührung mit fester Kohle gewonnen und dann in geschmolzenem Zustande aus dem Ofen abgelassen. Es besitzt immer einen bedeutenden Gehalt an Kohlenstoff, gewöhnlich von 2·5 bis 4·5%, und in den meisten Fällen einen bedeutenden Prozentgehalt an Silizium.

Es gibt drei Hauptarten von Gußeisen.

Graues Gußeisen („gray cast iron")[1]): Verhältnismäßig weich und gekennzeichnet durch das Vorhandensein von Graphitblättchen, die oft ein unregelmäßiges Skelett bilden. Das graue Gußeisen ist jene Gattung, die hauptsächlich für den Maschinenbau verwendet wird.

Weißes Gußeisen („withe cast iron")[1]): Außerordentlich hart und spröde und dadurch gekennzeichnet, daß sein ganzer oder fast ein ganzer Kohlenstoff in gebundener Form vorhanden ist, und dem folglich Graphit ganz oder nahezu ganz fehlt.

Halbiertes Gußeisen („mottled cast iron")[1]): Steht in der Mitte zwischen grauem und weißem Roheisen.

Roheisen („pig iron"): Gußeisen, welches direkt aus dem Hochofen oder einem entsprechenden anderen Ofen in Masseln gegossen ist. Dieser Name wird auch in freierer Auffassung dem geschmolzenen Roheisen beigelegt, welches bereit ist, in Masseln gegossen zu werden, oder das sich in einem Zustand befindet, in welchem es sogleich in Masseln gegossen werden könnte.

Mischereisen („Mixer metal"): Geschmolzenes Roheisen, das entweder in oder durch einen Mischer geführt worden ist.

Eisenguß („Iron castings"): Erklärung: Gußstücke aus Gußeisen.

Bemerkung: Gußstücke werden gewöhnlich aus direkt vom Hochofen kommenden flüssigen Eisen hergestellt, oder aus Roh-

[1]) Flußeisen oder Flußstahl.

Digitized by Google

wonnen und dann im geschmolzenen Zustande aus dem Ofen abgelassen. Es besitzt immer einen beträchtlichen Gehalt von Kohlenstoff, gewöhnlich 2·5 bis 4·5%, und in den meisten Fällen einen merklichen Prozentgehalt an Silizium.

Übereinstimmend mit dem offiziellen Bericht.

Roheisen (Pig Iron). Erklärung: Streng genommen, ein Gußeisen, welches direkt vom Hochofen oder einem anderen Ofen in Gußformen verschiedener Größe und Form, die unter dem Namen „Masseln" (pigs) bekannt sind, eingegossen wird und dem es ermöglicht wird, in Form von Masseln (pigs and slabs) zu erhärten.

Bemerkungen: Dieser Name wird auch in freierer Auffassung dem geschmolzenen Roheisen beigelegt, das bereit ist, in Masseln gegossen zu werden, oder das sich in einem Zustande befindet, in dem es sogleich in Masseln gegossen werden könnte.

Eisenguß (Iron Castings). Erklärung: Gußstück, hergestellt durch Einguß geschmolzenen Gußeisens in Gußformen von bestimmter Größe oder Form, und zwar in solche anderer Form als jene der Masseln.

Digitized by Google

eisen, das in einem Kupol- oder anderen Ofen, bzw. im Tiegel umgeschmolzen wird.

Schmiedbares Gußeisen („malleable cast iron"): Erklärung: Eisen, das zuerst als Gußeisen gegossen und später ohne Umschmelzen schmiedbar gemacht worden ist.

Bemerkungen. Das schmiedbare Gußeisen des Handels wird zuerst als sprödes weißes Gußeisen gegossen und dann mehr oder minder schmiedbar gemacht, und zwar entweder durch Umwandlung des größten Teiles seines Kohlenstoffgehaltes aus seinem Zustande als Zementit in Temperkohle, oder durch Abscheidung der Hauptmenge seines Kohlenstoffes durch Oxydation, oder durch beide Mittel gemeinsam. In beiden Fällen erfolgt die Schmiedbarmachung durch anhaltendes Glühen, gewöhnlich in Berührung mit einem Oxydationsmittel. Es gibt somit zwei Arten von schmiedbarem Gußeisen des Handels, von denen die eine ihre Schmiedbarkeit der weitgehenden Kohlenstoffabscheidung und die andere der weitgehenden Entfernung des Kohlenstoffes aus dem äußeren Teil des Gußstückes und dem Fällen eines großen Teiles des zurückbleibenden Kohlenstoffes in freiem oder graphitischem Zustand verdankt. Es ist nicht mit dem guten industriellen Gebrauch vereinbar, den Ausdruck Stahl[1]) („steel") auf irgendein auf Grund dieser Verfahren zur Schmiedbarmachung oder auf irgendein anderes durch Umschmelzen von Gußeisen in einem Kupolofen oder einem Ofen ähnlicher Art gewonnenes Produkt anzuwenden. Eine solche Anwendung wird im allgemeinen für betrügerisch gehalten.

Schmiedbares Gußeisen unterscheidet sich wie folgt vom Stahl: 1. Es enthält gewöhnlich mehr Kohlenstoff und 2. es wird als Masse gegossen, welche nicht von Anfang an schmiedbar ist. Schmiedbares Gußeisen ist nicht eigentlich Gußeisen, sondern eine bestimmte Eisenart, die dem Schweißeisen, Stahl und Gußeisen koordiniert ist.

Schweißeisen („wrought iron"): Erklärung: Schmiedbares Eisen, das durch Vereinigung teigiger Teilchen ohne nachfolgende Schmelzung entstanden ist und so wenig Kohlenstoff enthält, daß es sich durch rasche Abkühlung nicht erfolgreich härten läßt.

[1]) Flußeisen oder Flußstahl.

Digitized by Google

Schmiedbares Gußeisen (Malleable Cast Iron). Erklärung: Eisen, das zuerst in Formen gegossen und dann mehr oder weniger schmiedbar gemacht wird, und zwar ohne Umschmelzen durch Ausglühen unter Abschluß, gewöhnlich in Berührung mit einem oxydierenden Mittel.

Bemerkungen: Das handelsübliche schmiedbare Gußeisen wird zuerst als brüchiges, weißes Gußeisen abgegossen und erst dann mehr oder minder schmiedbar gemacht entweder durch Umwandlung des größten Teiles seines Kohlenstoffes aus dem Zustande des Cementits in jenen von Temperkohle oder durch Entfernen eines Teiles des Kohlenstoffes durch Oxydation. In beiden Fällen wird die Schmiedbarkeit durch Ausglühung unter Abschluß und normalerweise in Berührung mit einem Oxydationsmittel erreicht. Daher unterscheidet man im Handel zwei Gattungen von „schmiedbarem Gußeisen"; die eine verdankt ihre Schmiedbarkeit reichlicher Entfernung von Kohlenstoff, die andere der reichlichen Entfernung des an der Oberfläche gelegenen Kohlenstoffes und der Fällung eines großen Teiles des Kohlenstoffes, der in Form freien Kohlenstoffes oder Graphites zurückbleibt. Schmiedbares Gußeisen unterscheidet sich vom Stahl 1. durch den größeren Kohlenstoffgehalt und 2. durch Abguß als eine Masse, die anfangs nicht schmiedbar ist. Schmiedbares Gußeisen ist kein Gußeisen, aber ein Erzeugnis aus diesem; es ist Gußeisen, das durch besondere Behandlung schmiedbar gemacht wurde und das sich vom Gußeisen ebenso unterscheidet wie Schweißeisen (wrought iron) oder Stahl, die ja auch Erzeugnisse aus dem Gußeisen sind.

Schweißeisen (Wrought Iron). Erklärung: Eisen, erzeugt bei einer unter seiner Schmelztemperatur gelegenen Temperatur entweder direkt aus dem Erze oder aus Gußeisen als schmiedbare Masse durch Vereinigung teigiger Teilchen ohne nachfolgende Schmelzung. Es besitzt einen so geringen Kohlenstoffgehalt, daß es

Digitized by Google

Bemerkungen. Das Schweißeisen des Handels, das gelegentlich wohl auch direkt aus Erzen gewonnen wird, wird in der Regel aus Roheisen hergestellt, und zwar durch eine derartige Verminderung seines Kohlenstoff- und Siliziumgehaltes, daß sich bei der angewendeten hohen Temperatur teigige Partikelchen bilden, die man dann durch Zusammenpressen in einem Schlackenbade in eine zusammenhängende Masse bringt, die immer noch eine bedeutende Menge von Schlacke enthält.

In Großbritannien wird schmiedbares Eisen („malleable iron") oft als gleichbedeutend mit Schweißeisen („wrought iron") gebraucht, manchmal allerdings auf die Gefahr hin, den Laien darüber im Zweifel zu lassen, ob es sich um Schweißeisen („wrought iron") oder um schmiedbares Gußeisen („malleable cast iron") handelt. Daher raten wir von dem Gebrauch des Ausdrucks „malleable iron" ab.

Stahl (Flußstahl, Flußeisen) („steel") (siehe Kohlenstoffstahl und Spezialstahl) I. Flüssiger Ursprung. Erklärung: Eisen, das aus dem geschmolzenen Zustand als eine Masse gegossen ist, die von Anfang an hinreichend schmiedbar ist, wenigstens innerhalb eines gewißen Temperaturbereiches. (Siehe „Stahl II" unten.)

Digitized by Google

sich durch rasche Abkühlung nicht erfolgreich härten läßt; ist weich und in weiten Temperaturgrenzen gut schmiedbar und enthält stets Schlacke zwischen eingelagert.

Stahl (Steel). Eisen in reinem Zustande oder in Mischung mit anderen Elementen, das aus dem flüssigen Zustande gegossen wurde, bei rascher Abkühlung von einer über dem kritischen Punkte gelegenen Temperatur aus härtbar oder nicht härtbar und nach Erstarrung hinreichend gut schmiedbar, daß es in die handelsüblichen Profile und Formen geschmiedet und gewalzt werden kann, zum mindesten innerhalb eines gewissen Temperaturbereiches; oder Eisen, das nicht aus dem flüssigen Zustande erzeugt (gegossen) ist und hinreichend Kohlenstoff enthält, um bei rascher Abkühlung von einer über dem kritischen Punkte gelegenen Temperatur aus genügende Härtbarkeit zu bewirken und so hinreichend schmiedbar ist, daß es in die handelsüblichen Profile oder Formen geschmiedet oder gewalzt werden kann, zum mindesten innerhalb eines gewissen Temperaturbereiches.

Die britischen Kommissionsmitglieder ziehen die vorangeführte Definition vor, aber da die Kommission der Stahlerzeuger die Teilung in zwei Teile vorgeschlagen haben, so legen sie auch die nachfolgende geteilte Definition zur weiteren Erörterung vor.

Stahl I (Steel). A Flüssigen Ursprungs. Erklärung: Eisen, in reinem Zustande oder in Mischung mit anderen Elementen, aus dem flüssigen Zustande gegossen, bei rascher Abkühlung von einer über dem kritischen Punkte gelegenen Temperatur aus härtbar oder nicht härtbar, nach Erstarrung so hinreichend schmiedbar, daß es

Digitized by Google

Offizielle Definitionen.

Bemerkungen. Ein solches Metall ist Stahl[1]) („steel"), unabhängig davon, ob es gehärtet werden kann oder nicht, ob es viel oder wenig oder selbst gar keinen Kohlenstoff enthält, ja in diesem Sinne sogar dann, wenn es chemisch reines Eisen ist. Es wird manchmal „ingot metal" genannt. Mit Ausnahme von Zementstahl, Blasenstahl („blister steel") und seinen Abkömmlingen fallen alle Stahlsorten, die gegenwärtig irgendeine industrielle Bedeutung haben, einschließlich der Spezialstähle unter diese Begriffserklärung.

Man unterscheidet:

a) **Flußeisen** („ingot iron"). Erklärung: Stahl mit zu wenig Kohlenstoff, um beim raschen Abkühlen hinreichend gehärtet zu werden. Diese Bezeichnung hat niemals weitere Anwendung gefunden[2]) und ist für eine lange Zeit völlig außer Gebrauch gewesen, doch ist sie kürzlich als Handelsname wieder aufgekommen. In wissenschaftlichen und technischen Schriften sollte sie vermieden werden, weil es im Hinblick auf die Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, die in vier große Gruppen eingeteilt werden, 1. wrought iron (Schweißeisen), 2. steel (Stahl)[1]), 3. cast iron (Gußeisen), 4. malleable cast iron (schmiedbares Gußeisen) verwirrend st, eine Abart von Stahl („steel") Flußeisen („ingot iron") zu nennen.

b) **Flußstahl** („ingot steel"). Erklärung: Stahl mit genügendem Kohlenstoffgehalt (0·30% oder mehr), um beim raschen Abkühlen hinreichend gehärtet zu werden.

Stahl, der durch Schmelzen in einem Tiegel hergestellt ist, wird Tiegelstahl, Tiegelflußstahl („crucible steel") genannt; jener, der in einem elektrischen Ofen hergestellt tst, heißt Elektrostahl, Elektroflußstahl („electric steel").

Stahl („steel"). **II. Plastischer Ursprung** (Plastic origin.). Erklärung: Eisen, das aus teigartigen Teilchen ohne nachfolgendes Schmelzen zusammengeschweißt worden ist; es ist wenigstens innerhalb irgendeiner Temperaturzone schmiedbar und enthält genügend Kohlenstoff (etwa 0·30% oder mehr), um beim raschen

[1]) bzw. Flußeisen oder Flußstahl.

Digitized by Google

in die handelsüblichen Profile und Formen, zum mindesten innerhalb eines gewissen Temperaturbereiches geschmiedet oder gewalzt werden kann.

Bemerkungen: Ein solches Metall ist Stahl, unabhängig davon, ob es härtbar oder nicht härtbar ist, ob es viel, wenig oder selbst gar keinen Kohlenstoff enthält, ja in diesem Sinne sogar, wenn es chemisch reines Eisen ist. Es wird manchmal auch „Ingot metal" (Ingotstahl) genannt. Mit Ausnahme von Zementstahl, Blasenstahl und Paketstahl sowie einigen Stahlarten fallen alle Stahlsorten, welche gegenwärtig irgendeine industrielle Bedeutung besitzen, unter diese Begriffserklärung.

Stahl II (Steel). B. Plastischen Ursprungs. Eisen, das nicht aus dem flüssigen gegossen ist und hinreichend Kohlenstoff enthält, um bei rascher Abkühlung von einer über dem kritischen Punkte gelegenen Temperatur aus genügende Härtbarkeit zu bewirken und so hinreichend schmiedbar ist, daß es in die handelsüblichen Profile und Formen geschmiedet und gewalzt werden kann, zum mindesten innerhalb eines gewissen Temperaturbereiches.

Digitized by Google

Offizielle Definitionen.

Abkühlen von einer über seiner kritischen Zone liegenden Temperatur hinreichend gehärtet zu werden.

Bemerkungen. **Zementstahl (Blasenstahl)** („blister steel") und von ihm herrührende Arten, sowie einige wenige andere kohlenstoffreiche Stahlsorten, die gegenwärtig wenig Bedeutung haben, sind zurzeit die einzigen Stahlsorten, welche unter diese Begriffserklärung fallen.

Blasenstahl (Zementstahl) („blister steel"). Erklärung: Stahl plastischen Ursprungs, erzeugt durch Zementierung von Schweißeisen durch ein kohlenstoffhältiges Zementierungsmittel. Dem Handelsgebrauch nach auch solcher Stahl, der erhitzt und auf die marktgängige Form gebracht wurde. Die meisten Fachschriftsteller haben den Namen „Blasenstahl" (blister steel) im ersteren und weiteren Sinne gebraucht. In Sheffield wird er nur in dem besagten engeren Sinn gebraucht.

Bemerkungen: Der handelsübliche Blasenstahl ist durch Zementierung ganz reinen Schweißeisens mittels Holzkohle erzeugt.

Gewalzter oder geschmiedeter Blasenstahl und Zementstahl (blester bar, cemented bar, converted bar). Erklärung Stangen aus Blasenstahl.

Gewalzter oder überschmiedeter Zementstahl („plated bar"). Erklärung: Stäbe aus Zementstahl, welche im heißen Zustand gewalzt oder geschmiedet worden sind.

Bemerkungen. Durch diese Behandlung, die gewöhnlich auf solche Stäbe angewendet wird, die nachträglich in passende Längen gebrochen werden, werden die Blasen plattgedrückt, während das Metall etwas verdichtet wird.

Paketstahl oder einfach gegerbter oder paketierter Stahl (Schweißstahl) („single shear steel"). Erklärung: Gerbstahl (Zementgerbstahl) durch Schweißen eines Pakets von ausgewalztem Zementstahl gewonnen. Auch Stabeisen und Handelseisen, das durch Walzen oder Schmieden eines solchen Pakets gewonnen wurde.

Doppel-Paketstahl oder gegerbter (paketierter) Stahl (Schweißstahl) („double shear steel"). Erklärung: Gerbstahl

Digitized by Google

Britische Definitionen.

Bemerkungen: Zementstahl, Blasenstahl, Paketstahl (gegerbter oder paketierter Stahl) und einige andere kohlenstoffreiche Stahlsorten sind derzeit die einzigen Stähle kommerzieller Bedeutung, die unter diese Begriffserklärung fallen.

Blasenstahl (Blister Bar), **Zementstahl** (Cement Bar, Converted Bar). Erklärung: Stabeisen aus hochklassigem schwedischem oder anderem Schmiedeeisen gleicher Reinheit, das einem Zementierungsverfahren unterworfen wurde, das in Berührung mit Holzkohle erfolgt und durch das Kohlenstoff in das Eisen eingeführt wird und Blasen an der Oberfläche des Stabes hervorgerufen werden.

Blasenstahl (Blister Steel). Erklärung: Ein zuweilen gebrauchter Name für Zement- oder Blasenstahl, der erhitzt und auf handelsübliche Größe gebracht worden ist.

Gewalzter oder überschmiedeter Zementstahl (Plated Bar). Erklärung: Stäbe aus Blasen- oder Zementstahl, die in entsprechende Längen gebrochen sind, erhitzt und ausgehämmert, um ihnen eine gewisse Dichtheit zu verleihen und die Blasen plattzudrücken.

Paketstahl, gegerbter oder paketierter Stahl (Shear Steel). Erklärung: Stahl, durch Paketieren und Schweißen von Stabeisen unter einer dünnen Schichte eines geeigneten Flußmittels erzeugt. Die geschweißten Stücke werden unterm Hammer zu einem Paket verarbeitet und dann durch Schmieden auf die handelsüblichen Maße gebracht. Es ist auch unter dem Namen „einfach" gegerbter oder paketierter Stahl (single shear steel) bekannt.

Doppel-Paketstahl, doppelt gegerbter oder doppelt paketierter Stahl (Double Shear Steel). Erklärung: Wenn ein einfach gegerbtes

Digitized by Google

(Zementgerbstahl), hergestellt durch Paketieren, Schmieden und Schweißen von Stäben aus einmal gegerbtem Stahl zu einer Rohschiene. Auch Stab- und anderes Handelseisen, das durch Auswalzen und Schmieden einer solchen Rohschiene hergestellt ist.

Kohlenstoffstahl („Carbon steel"). Flußstahl oder Flußeisen für Stahl, welcher seine wesentliche Eigenschaft vornehmlich dem Kohlenstoff verdankt, zum Unterschiede von anderen Elementen, die er enthält.

Bemerkung. Obwohl unter den Spezialstählen einige nur in geringem Grade schmiedbar sind, so legt der industrielle Gebrauch unter den Kohlenstoffstählen nur jenen Erzeugnissen den Namen „Stahl" bei, welche genug schmiedbar sind, um gewalzt oder in den handelsüblichen geschmiedet zu werden.

Sonderstahl (Spezialstahl) („alloy steel"). Erklärung: Stahl, der seine wesentlichen Eigenschaften hauptsächlich irgend einem Element oder mehreren anderen Elementen als Kohlenstoff, oder solchen anderen Elementen in Verbindung mit Kohlenstoff verdankt.

Bemerkungen. Einige dieser Sonderstähle enthalten notwendigerweise eine bedeutende Menge von Kohlenstoff, selbst bis zu 1·25%. Es besteht keine Bestimmung darüber, wo die Grenze zwischen Sonderstählen und Kohlenstoffstählen gezogen werden soll.

Eisenlegierungen („ferro alloys"). Erklärung: Eisen, welches so reich an irgendeinem Element oder anderen Elementen außer Kohlenstoff ist, daß es vor allem als Zuführungsmittel für dieses Elementes in die Eisen- und Stahlfabrikation benutzt wurde.

Bemerkungen. Die Eisenlegierungen sind im allgemeinen nicht hinreichend schmiedbar und sie enthalten gewöhnlich mehr von dem legierten Element, als in einem Sonderstahl erwünscht ist. Mit der Veränderung der industriellen Verhältnisse mußte die Grenze zwischen Sonderstählen und Eisenlegierungen Verschiebungen erfahren. In der Tat könnte ein Material in der Maschinenwerkstatt ein Sonderstahl und gleichzeitig in dem Stahlwerk eine Eisenlegierung sein.

Halbstahl („semi steel"), eine unbestimmte Handelsbezeichnung für verschiedene Produkte, die nahe an der Grenze zwischen Stahl und Gußeisen stehen. Zu diesen gehört das kohlenstoffarme Gußeisen, das im Flammofen hergestellt oder im Kupolofen durch Zusatz von Stahlabfällen zur Charge gewonnen wird. Es ist auch ein Handelsname für schmiedbares Gußeisen (malleable cast iron").

Digitized by Google

Britische Definitionen.

Paket eingekerbt und bis zur gegenseitigen Berührung zurückgebogen wird, beide Teile sodann erhitzt, verschweißt und neuerlich unterm Hammer bearbeitet werden, so ist der so erhaltene Block unter dem Namen doppelt gegerbter oder paketierter („Double" Shear Steel) bekannt. Die aus solchen Paketen auf die handelsüblichen Maße ausgeschmiedeten Stücke sind gleichfalls unter den Namen „paketierter Stahl" (Shear Steel) bekannt.

Digitized by Google

III. Stahl und schmiedbares Gußeisen.

Ihr Ausschuß ist hinsichtlich zweier Abweichungen in der gegenwärtigen Namengebung geteilter Meinung: 1. Das, was als schmiedbares Gußeisen („malleable cast iron") bezeichnet wird, entbehrt der wesentlichen und für die Definition maßgebenden Eigenschaft des anderen Gußeisens: Mangel an hinreichender Schmiedbarkeit bei allen Temperaturen und 2. das, was als Blasen-(Zement)-stahl („bliste rsteel") bezeichnet wird, entbehrt der wesentlichen und für die Definition maßgebenden Eigenschaft des Stahles, daß er nämlich aus geschmolzenem Zustande als eine von Anfang an schmiedbare Masse gegossen worden ist. Ein Teil Ihres Ausschusses empfiehlt — die Minderheit aber ist dagegen — die ersten Schritte zu tun, um zunächst die wissenschaftliche, dann die technische und endlich die industrielle Nomenklatur von diesen Anomalien zu befreien, indem man das schmiedbare Gußeisen aus der Klasse „Gußeisen" und den Zementstahl aus der Klasse „Stahl" entfernt, und diesen Arten neue unterscheidende Namen gibt. Der erste Schritt den wir empfehlen, geht dahin, im Abschnitt IV dieses Berichtes die Formulierung von diesbezüglichen Vorschlägen einzuschalten, und zwar in der Absicht, um die Gründe für und gegen diesen Plan zur Sprache zu bringen. Wenn nach eingehender Erörterung einer der Vorschläge oder alle beide zur Verbesserung der Klassifikation noch angemessen erscheinen sollten, so würde Ihr Auschuß vorschlagen, dem VII. Kongreß — im Jahre 1915 — die erforderlichen Beschlüsse und Begriffserklärungen zu unterbreiten, um diese Verbesserungsvorschläge tatsächlich zu verwirklichen. Obgleich dieser Gegenstand nahezu 40 Jahre lang Gegenstand allgemeiner Erörterung ist, erbitten wir, den Wünschen der britischen Mitglieder entgegenkommend, von dem VI. Kongreß noch keine bindende Meinungsäußerung.

Alle sind sich darüber einig 1. daß diese Abweichungen bestehen, 2. daß die einzige wichtige Eigenschaft, welche den verschiedenen Gußeisenarten — mit Ausnahme des schmiedbaren Gußeisens — gemeinsam ist, und die daher ihr einziges bestimmtes Kennzeichen bilden, um sie von den anderen Eisensorten zu unterscheiden, darin besteht, daß sie bei keiner Temperatur hinreichend schmiedbar sind, während das schmiedbare Gußeisen sehr schmiedbar ist, 3. daß die einzige wichtige Eigenschaft, die den verschiedenen Stahlsorten — ausgenommen den Zement-(Blasen-)stahl — gemeinsam

Digitized by Google

ist und daher ihre einzige bestimmte Eigenschaft bildet, darin besteht, daß sie als ursprünglich schmiedbare Masse gegossen sind, während der Zementstahl nicht so gegossen ist. Alle sind sich ferner darüber einig, daß, wenn das schmiedbare Gußeisen und der Zementstahl aus ihren jetzigen Klassen „Gußeisen", bzw. „Stahl" entfernt und ihnen kennzeichnende Namen gegeben würden, unsere Nomenklatur einfacher und logischer werden würde, und daß diese größere Einfachheit und Folgerichtigkeit an und für sich gut wäre. Nur darüber, ob es angebracht ist, den ersten Schritt in dieser Hinsicht zu tun, gehen unsere Meinungen auseinander.

Wäre dieser Schritt einmal getan, so könnte der Nomenklatur größere Bestimmtheit gegeben werden, indem man die „hinreichende Schmiedbarkeit" quantitativ bestimmt; allein dieser weiteren Verbesserung dürfte wohl der erste Schritt nach der qualitativen Übereinstimmung hin folgen.

Ein Blick auf den ziemlich gleichartigen Fall, der die Ichthyologie (die Lehre von den Fischen) und den Fischhandel betrifft, dürfte die Sache klarer machen. Beide haben denselben Endzweck, dem Menschen zu nützen, allein ihre Mittel sind völlig verschieden. Die Ichthyologie muß wissenschaftlich fortschreiten, d. i. systematisch und mit Klarheit. Ihre Brauchbarkeit verlangt diese Bedingungen. Eine bestimmte und folgerichtige Terminologie bildet einen notwendigen Teil dieses Systems. Die Folgerichtigkeit zwingt die Ichthyologie, die Säugetiere aus der Klasse „Fische" auszuschalten, und sie schließt daher die Wale aus. Der Fischhandel steht dagegen auf einem ganz verschiedenen Standpunkt. Er braucht keine Folgerichtigkeit der Nomenklatur, die auf bestimmter Charakteristik aufgebaut ist. Daher spricht er von dem Wal als „Fisch". Er verschmäht es, die Nomenklatur der Ichthyologie zu respektieren, obgleich er alles von industriellem Wert, was diese Wissenschaft aufdeckt, redlich aufnimmt.

Nun findet aber der Ichthyologe eher als der Fischer durch seine Vorträge und Schriften bei der übrigen gebildeten Menschheit Gehör. Da mit dem hundertjährigen Fortschritt der Bildung ein wachsender Teil der Gebildeten seine Ausdrücke von dem Ichthyologen entlehnt, so wird die wissenschaftliche Nomenklatur, welche die Wale von der Klasse „Fische" ausscheidet, mehr und mehr angenommen, u. zw. deshalb 1. weil die Nomenklatur diejenige ist, welche bei den Gebildeten in Gunst steht, und 2. weil letztere an ihre Folge-

Digitized by Google

richtigkeit Gefallen finden. Sie betrachten diejenigen, welche den Wal für einen Fisch ansehen, als unwissend und schlecht erzogen. Mit dem weiteren Fortschritt der Welt erhält ein wachsender Teil der Führer der Industrie eine Bildung, die hoch genug ist, um sich mit der wissenschaftlichen Nomenklatur vertraut zu machen, und sie anzunehmen aus dem recht menschlichen Wunsche, unter die Gebildeten gezählt zu werden. Aus den gleichen menschlichen Motiven dehnt sich die Mode auf immer tiefere Klassen aus. Mit der Zeit und durch die Wirkung natürlicher Vorgänge verdrängt die folgerichtige Nomenklatur allmählich die unlogische, und die Umwälzung ist vollendet. Dies ist eine der Göttermühlen, die, obgleich sie langsam mahlen, und manchmal das Mahlen einzustellen scheinen, doch auf die Dauer sicherlich außerordentlich fein mahlen.

Wendet man diese Betrachtungen auf unseren vorliegenden Fall an, so haben wir hier einerseits die Metallindustrie und andererseits die Metallurgie als Wissenschaft. Bis vor kurzem hat die Industrie die Wissenschaft vollkommen beherrscht. Die Wissenschaft war nicht viel mehr als die einfache Magd der Industrie, die der Menschheit nur mittelbar und durch die Industrie gedient hat. Allein die Zeit wird kommen und mag schon gekommen sein, wo auch die Wissenschaft ihre eigene selbständige Arbeit auf ihre eigene Weise vollführen muß, wie die Botanik, die Ichthyologie, die Geologie und die Mineralogie es tun. In allen diesen Fällen überträgt die geistige Arbeit der Wissenschaft ihren letzten wesentlichen Vorteil auf die Menschheit durch die praktische Arbeit der Industrie, welche sie leitet. Die Botanik durch die Landwirtschaft und den Holzhandel, die Ichthyologie durch den Fischhandel, die Geologie und Mineralogie durch den Bergbau und das Hüttenwesen. Aber in einem wie in dem andern Falle kommt die Zeit, wo die Wissenschaft es verschmäht, ihre Kraft zu opfern und zugleich ihr Recht sich direkt an die Menschheit zu wenden, unabhängig von der Industrie, welcher sie dient, indem sie sich den Widersprüchen der Nomenklatur fügt, die lästig und hemmend für sie sind, während sie von der Industrie leicht und mit Nachsicht geduldet werden. Jedenfalls nimmt der Grad, bis zu welchem die Wissenschaft ihre geistige und experimentelle Arbeit unabhängig von der Industrie verrichtet, indem sie sich in erster Linie an sich selbst und an die Öffentlichkeit und erst in zweiter

Digitized by Google

Linie an die Industrie wendet, fortschreitend und unaufhaltsam zu. Die Wissenschaft verlangt immer hartnäckiger, daß sie von den Ungereimtheiten der Nomenklatur befreit wird. Sie weist darauf hin, daß, obgleich diese Widersprüche für ihre Arbeit — die in erster Linie intellektuell ist — hemmender als für die Arbeit der Industrie — die in der Hauptsache administrativer Natur ist — sind, die Vereinfachungen, um welche sie sich ihrer selbst wegen bemüht, doch schließlich für die Industrie selbst von Vorteil sein werden.

Im Jahre 1876 hat die metallurgische Wissenschaft einen Kampf gegen die bestehenden Widersprüche der Nomenklatur unternommen, allein sie war zu schwach, um Erfolg zu haben. Die Industrie wird durch jede Änderung, wie nützlich diese auf die Dauer auch sein mag, vorübergehend belästigt, und da sie natürlich eher an die augenblickliche Belästigung denkt als an den Vorteil für die Nachwelt, eine folgerichtige und zutreffende Nomenklatur ebenso wie ein solches Münz-, Maß- und Gewichtssystem zu erben, so ist sie immer bereit, jeder solchen Verbesserung entgegenzutreten, wie nützlich diese auch sein mag. Daher das Fortbestehen der pounds, shillings und pence, und der Aufschub der allgemeinen Annahme des metrischen Systems.

Ohne die unlösbare Aufgabe, die Handelsnomenklatur folgerichtig zu machen, vorzuschlagen, müssen wir jetzt fragen: „Ist die metallurgische Wissenschaft in diesen 36 Jahren stark genug geworden, um ihre Forderung nach einer folgerichtigen Nomenklatur für ihren eigenen Gebrauch durchzusetzen, indem sie sich an sich selbst und an den übrigen Teil der Menschheit, abgesehen von der Industrie, wendet?“ Wir glauben, daß alle anderen Zweige der Wissenschaft, von denen es technische Anwendungen gibt, eine solche Nomenklatur haben. Ist die Zeit gekommen, wo wir stark genug sind, eine solche aufzustellen und zu behaupten, oder müssen wir noch eine Weile warten? Daß wir eines Tages stark genug sein werden, ist außer Frage. Sind wir es heute? Ein Teil Ihres Ausschusses ist der Meinung, daß wir es sind, und daß wir jetzt, wie schon angedeutet, die ersten Schritte tun sollen.

Wie jede menschliche Gemeinschaft bei der Erkämpfung ihrer Rechte die Rechte anderer respektieren muß, so müssen auch die Männer der Wissenschaft, als der schwächere Teil, die Rechte der Industrie gewissenhaft respektieren. Die Industrie verschmäht es natürlich, die Veränderungen, die wir der Folgerichtigkeit und

Digitized by Google

Klarheit wegen vorschlagen, anzunehmen. Diese Weigerung ist ihr gutes Recht, sie hat ein Recht, die bestehenden Ungereimtheiten zu erhalten. Dieses Recht müssen wir respektieren. Andererseits dürfen wir nichts tun, den Betrug zu erleichtern.

Um dieses Programm durchzuführen, geben wir in dem vorliegenden Bericht die gegenwärtigen Namen und die entsprechenden Definitionen für den jetzigen Gebrauch; aber wir haben Anträge formuliert, welche die Tatsachen aufzählen und anerkennen, daß die Interessen der Wissenschaft und der Öffentlichkeit verlangen, daß diese Widersprüche beseitigt werden, indem man die Stähle plastischen Ursprungs aus der Klasse „Stahl" und das schmiedbare Gußeisen aus der Klasse „Gußeisen" entfernt.

Diese Anträge sind nicht zur Annahme gestellt. Sie bezwecken nur, dem Gegenstand selbst näher zu treten und die Gründe, die für und gegen unsern Plan sind, zu erörtern.

Wenn das Recht auf unserer Seite zu sein scheint, so hoffen wir dem VII. Kongreß zu empfehlen, daß es geraten sei, die geschaffene logische Nomenklatur in wissenschaftlichen und technischen Schriften zu gebrauchen, den industriellen Gebrauch aber gleichzeitig zu verzeichnen.

Wenn dieser Weg eingeschlagen wird, so wird eine genau folgerichtige Nomenklatur nebst Erklärungen wissenschaftlichen Zwecken förderlich sein, und doch der Handelsgebrauch nicht berührt werden, ausgenommen in dem Maße, als er den wissenschaftlichen Gebrauch annimmt.

Wir glauben, daß eine solche folgerichtige Nomenklatur, wenn sie von einer Körperschaft von der Bedeutung, wie es der VII. Kongreß ist, anerkannt wird, von den wissenschaftlichen Schriftstellern und Lehrern ihrer Folgerichtigkeit wegen freudig begrüßt werden wird. Indem sie durch deren Schriften und Vorträge den Hörern, den Lesern und dem Publikum übermittelt wird, wird sie ihrer Folgerichtigkeit wegen allmählich auch von den technischen Schriftstellern angenommen werden, und weil sie die passendste ist, so wird sie sich erhalten und im Verlaufe der Zeit die unlogische Nomenklatur verdrängen.

Wir können unsere Augen nicht der Tatsache gegenüber verschließen, daß das Nebeneinanderbestehen der beiden verschiedenen Bedeutungen für „Stahl" welches auf den gänzlich verschiedenen bestimmten Eigenschaften, nämlich der „Härtungsfähigkeit" („har-

Digitized by Google

dening power") für auf plastischem Wege erzeugte Stähle und des „flüssigen Ursprungs" („fluid origin") für andere Stähle beruht, nicht allein unsere Nomenklatur unlogisch macht, sondern auch Anlaß gibt, je nach dem augenblicklichen Bedarf, von einem Widerspruch in den anderen überzugreifen. Diese Situation übt einen starken Reiz aus, mit jenen beiden Bedeutungen in der Weise umzugehen, daß man ein gegebenes Produkt in die augenblicklich beste Verkaufsklasse stellt.

Es gibt viele Sorten, die durch dieses Spielen mit Begriffen aus der Klasse „Stahl" in die Klasse „Eisen" und zurück versetzt worden sein mögen, je nachdem der eine oder andere von diesen Namen im Augenblick die größere Anziehungskraft auf das Publikum ausübe. So war z. B. vor Bessemer die „Härtungsfähigkeit" die hauptsächlich bestimmende Eigenschaft für „Stahl"; allein diejenigen, die an dem Bessemer-Verfahren interessiert waren, mißachteten die bestehende Nomenklatur und stellten den „flüssigen Ursprung" als die maßgebende Eigenschaft auf, indem sie alles Bessemermaterial „Stahl" nannten, unbekümmert darum, ob es sich härten läßt oder nicht; „Stahl" wurde damals vom Publikum als das Überlegenere angesehen. Gegenwärtig hat sich das Blatt gewendet; heute wird „Eisen" vom Publikum für das Überlegenere gehalten, und es erzielt einen höheren Preis als „Stahl" von gleicher Zusammensetzung. Gerade so wie in Bessemers Tagen gewisse Fabrikanten darnach strebten, ihre Produkte in die Klasse „Stahl" hineinzubekommen, so suchen andere heute, vielleicht unbewußt, die ihrigen von jener Klasse auszuschließen.

Diejenigen, welche einen besonders kohlenstoffarmen Martinstahl herstellen, schließen ihn von der Klasse „Stahl" aus, indem sie die Härtefähigkeit als die entscheidende Eigenschaft annehmen; die Hersteller von Puddelstahl dagegen schließen ihr Erzeugnis von der Klasse „Stahl" aus, indem sie den flüssigen Ursprung als unterscheidende Eigenschaft annehmen.

Beide mögen in vollkommen gutem Glauben handeln. In manchen Fällen tun sie es wirklich. Nicht sie sind zu tadeln, sondern das Nebeneinanderbestehen einander widersprechender Bedeutungen.

Da der Handel nicht durch seine eigenen Inkonsequenzen gebunden sein will, sondern vielmehr von einer zur anderen übergeht, indem er mit der Verwirrung spielt, die er selbst angerichtet hat, so ist es gut, daß die Wissenschaft kommt, den herrschenden

Digitized by Google

Gebrauch auswählt und sagt: „Ich werde diesen Gebrauch annehmen, und mein Charakter ist Gewähr für dessen Beständigkeit; du magst von einem Gebrauch zum anderen übergehen, wie du willst, ich aber werde wie Homers Steuermann mein Ruder treu behüten, und, weil mein Gebrauch folgerichtig und genau ist, wirst du ihn möglicherweise zur Richtschnur nehmen."

Wenden wir uns nun der Frage des Betruges zu, so haben wir nie gehört, daß durch den Umstand, daß die von der gebildeten Welt — abgesehen von dem Fischhandel — angenommene Definition des Begriffes „Fisch" die Wale ausschließt, jemals irgendjemandem Ungemach bereitet worden wäre, es sei denn, daß es ein Ungemach für die Walfischfänger ist, aus der Kaste der „Fischer" ausgeschlossen zu sein. Auch können wir uns keinerlei Möglichkeit denken, bei welchen jene Ausschließung den Betrug erleichtern könnte. In gleicher Weise können wir uns keine Möglichkeit denken, bei der der vorgeschlagene Ausschluß des Zementstahls aus der Klasse „Stahl" in einer streng wissenschaftlichen Nomenklatur den Betrug erleichtern könnte. Wenn diejenigen, die einen solchen Betrug fürchten, die Sache richtig betrachten und sich selbst fragen wollten, wie wohl dadurch ein Betrug entstehen könnte, daß man eine wissenschaftliche Definition von „Stahl": „Eisen, aus dem geschmolzenen Zustand als eine von Anfang an schmiedbare Masse gegossen" in Verbindung mit der Erklärung des industriellen Gebrauches des Wortes „Stahl" gibt, so würden sie, wie wir glauben, finden, daß diese Furcht nicht nur äußerst unbestimmt, sondern auch grundlos ist, kurz eine völlig unklare Schöpfung ihrer eigenen Phantasie! Und wenn unsere Definition irgend einen Käufer von Zementstahl veranlassen sollte, einen unverantwortlichen und unbekannten Verkäufer nicht zu bezahlen, bevor er Grund hat zu glauben, daß sein Kauf seinen Bedürfnissen entspricht, so sehen wir darin kein Unrecht, das uns verbieten könnte, unsere Nomenklatur folgerichtig zu machen.

Eine Erklärung des bestehenden industriellen Gebrauches in Verbindung mit der streng wissenschaftlichen Definition würde der Benutzung der wissenschaftlichen Definition für Zollschwindel und andere Betrügereien vorbeugen, weil dort, wo der wissenschaftliche und industrielle Gebrauch voneinander abweichen, die Zollgesetze und richterlichen Auslegungen im allgemeinen sich notwendigerweise auf die angenommenen industriellen Bedeutungen

Digitized by Google

stützen werden. Verträge, ausgesprochene sowohl wie stillschweigende, werden notwendigerweise auf Grundlage jener Bedeutung ausgelegt, die von den vertragschließenden Parteien mutmaßlich ihren eigenen Worten beigelegt wurden, und diesen Parteien dürften, indem sie den Vertrag eingingen, eher industrielle als wissenschaftliche Bedeutungen vorgeschwebt haben.

Im übrigen ist die völlige Verhütung des Betruges nicht die eigentliche Aufgabe einer der Definition. Die Definition von „Pferd" umfaßt auch blinde, lahme und verendete Pferde, jene von „Fisch" schließt selbst die verwesten Fische in sich ein. Ein Lexikograph, der seine Definitionen im allgemeinen so bilden würde, daß sie von den verschiedenen Klassen alle Einzelwesen — ausgenommen die technisch am nützlichsten — ausschließen würden, der würde ebenso töricht sein, wie der Käufer eines Pferdes, der dafür bezahlt, ohne irgendeinen Grund, sei es der Augenschein, sei es der ihm bekannte Charakter des Verkäufers oder seien es andere Ursachen, zu der Annahme zu haben, daß es weder blind, lahm oder verendend ist, wenn nicht Blindheit, Lahmheit und Tod zufällig für seinen besonderen Zweck ohne Einfluß sind. Gleich töricht wäre nach unserer Meinung der Käufer, der für eine gewisse Menge Stahl bezahlt, ohne irgendeinen Grund zur Annahme zu haben, daß derselbe von der Art sei, die er braucht, sei jener Beweis ein ausgesprochener oder stillschweigender Vertrag hinsichtlich Zusammensetzung oder Eigenschaften, sei es der bekannte Charakter des Verkäufers, sei es die Marke des Stahles, oder sei es ein beliebiger anderer Grund. Ihr Ausschuß meint nicht, daß es irgendwie zu seinen Pflichten gehöre, die Gedankenlosen vor den Folgen ihrer Gedankenlosigkeit zu bewahren.

Die Furcht, daß unser Vorschlag Verwirrung anrichten würde, scheint uns gleichfalls auf einem Mißverständnis zu beruhen. Um unsere Ansichten klarzulegen, wollen wir für einen Augenblick annehmen, der für „blister steel" (Blasenstahl, Zementstahl) gewählte Name wäre „blister metal" (Blasenmetall) und der für „malleable cast iron" (schmiedbares Gußeisen) wäre „malleablized cast iron" (schmiedbar gemachtes Gußeisen); außerdem wollen wir annehmen, daß die wirklich ausgewählten Namen zutreffend sein sollen, daß sie klar auf die landläufigen Ausdrücke, denen sie entsprechen, hindeuten, und daß sie doch nicht so sein sollen, um mit anderen bestehenden, sei es wissenschaftlichen oder landläufigen

Digitized by Google

Namen, verwechselt zu werden. Die Wirkung unseres Vorschlages würde nicht die sein, die Ausdrücke „blister steel“ und „malleable cast iron“ aus dem technischen Gebrauch zu entfernen; dies zu versuchen, käme dem Versuch gleich, den Ostwind aufzuhalten. Unser Vorschlag würde einfach diese Ausdrücke aus ihrer gegenwärtigen Stellung, in welcher sie einen Teil der wissenschaftlichen Nomenklatur bilden, entfernen und zu gebräuchlichen Ausdrücken der Umgangssprache degradieren. Der technisch gebildete Mann würde wissen, daß der streng wissenschaftliche Ausdruck „blister metal“ der landläufigen Bezeichnung „blister steel“ und die wissenschaftliche Bezeichnung „malleablized cast iron“ dem vulgären Ausdruck „malleable cast iron“ entspricht. Er könnte in der Tat die landläufigen Ausdrücke weiterhin gebrauchen, ausgenommen dort, wo Bestimmtheit gefordert wird. Die einfache Tatsache, daß ein Ausdruck der Umgangssprache angehört und nicht der wissenschaftlichen Nomenklatur, ist kein Hindernis für seine Verwendung. Die Gespräche und Briefe der meisten von uns sind gespickt mit familiären Ausdrücken, vielleicht sogar mit vulgären. Wird der Fischhandel durch den Umstand, daß der Ichthyologe die Wale Säugetiere nennt, gehemmt oder gestört? Und würde die Stahlindustrie in Verwirrung geraten, wenn wir die Ausdrücke „blister metal“ oder „malleablized cast iron“ in technischen Schriften anwenden würden? Für eine sehr große Zahl unserer gewöhnlichen Worte gibt es genaue und landläufige Bedeutungen nebeneinander; und für viele unserer gebräuchlichsten Gegenstände bestehen genaue und landläufige Bezeichnungen nebeneinander, ohne daß dadurch eine Verwirrung angerichtet wird.

Die Erfahrung lehrt, daß wenn für die Zwecke einer einwandfreien wissenschaftlichen Nomenklatur eine Substanz aus der Klasse, in welcher sie sich bis jetzt befunden hat, herausgenommen und in einer anderen Klasse untergebracht wird, der Industrie, die jene Substanz erzeugt oder verarbeitet, kein Schaden erwächst. Die Wale wurden aus der Klasse „Fische“ in die Klasse „Säugetiere“ versetzt, Vitriolöl aus der Klasse „Öle“ in die Klasse „Säuren“. Kohlensäure und Phosphorsäure wurden aus der Klasse „Säuren“ in die Klasse „Anhydride“, Wintergrünöl aus der Klasse „Äther“ in die Klasse „Ester“ versetzt; Wasserblei (Schwarzblei) (black lead) wurde aus der Klasse „Blei“ entfernt und ihm der neue Name „Graphit“ gegeben. Nach der damals bestehenden und weitergehenden

Digitized by Google

Auffassung der verschiedenen Klassennamen war Schwefelsäure (Vitriolöl) entschieden ein „Öl," Kohlen- und Phosphorsäure waren entschieden „Säuren", Wintergrünöl war entschieden ein „Äther" und Wasserblei (black lead) entschieden „Blei". Um aber die Klassifikation folgerichtig zu gestalten hat man die einzelnen Klassen enger umgrenzt, so daß jede derselben, durch Ausschluß der verschiedenen fremdartigen Körper und Versetzen in neue Klassen, ein Ganzes für sich wurde. Diese Übertragung brachte den betreffenden Industrien absolut keinen Schaden, ja in einzelnen Fällen hatte sie überhaupt keinerlei Einfluß auf die Industrie und blieb der Mehrzahl der Gewerbetreibenden sogar unbekannt. Bis zum heutigen Tage werden diese verschiedenen Substanzen in der Industrie mehr oder minder mit ihrem alten Namen bezeichnet.

Der Fall mit dem Graphit ist besonders lehrreich. Früher wurde letzterer oft mit Bleiglanz verwechselt, was daraus hervorgeht, daß man beide „Plumbago" (Reißblei, Wasserblei) genannt hat; im Jahre 1779 hat man seine wahre Natur erkannt, doch wurde ihm erst 1789 der Name „Graphit" beigelegt. Der Name „Blei" umfaßte dann und wann im landläufigen und technischen Sinne nicht nur das metallische Blei, sondern auch das schwarze, weiße und rote Blei, d. h. den Graphit (blacklead), das Bleiweiß (white lead) und die Mennige (red lead). Tatsächlich ist für den Graphit unserer Bleistifte kein anderer Ausdruck gebräuchlich als „Blei", und die Zeichenstifte selbst werden ganz allgemein „Bleistift" (lead pencils") genannt. Auch vor 1789 hat man das metallische Blei wahrscheinlich nicht für gleichbedeutend mit Graphit gehalten; man hielt beide vielmehr für Blei, d. h. „Blei" war ein Gattungsname. Und wenn es wirklich ein Unterschied hinsichtlich in der Hartnäckigkeit mit der dieser Name identisch auf die beiden genannten Substanzen angewendet worden ist, gegeben haben würde, dann dürfte nach allem, was wir wissen, die Beziehung dieses Namens zu dem Graphit noch inniger gewesen sein als zu dem metallischen Blei. Genau so ist niemand der Ansicht, daß „Blasen-(Zement-)stahl" („blister steel") mit dem Stahl flüssigen Ursprungs identisch ist, und der Name „Stahl" ist länger für die Stähle plastischen Ursprungs in Gebrauch gewesen als für diejenigen flüssigen Ursprungs. Aber in einem wie im andern Falle führt uns das Bedürfnis nach Genauigkeit und Folgerichtigkeit in der wissenschaftlichen Nomenklatur dazu, die wissenschaftliche Bedeutung einzuschränken, nämlich

Digitized by Google

die des „Blei“ auf metallisches Blei und die des „Stahls“ auf die Stähle flüssigen Ursprungs, und zwar aus dem einfachen Grunde, weil sich keine andere Art der Einschränkung zur Erzielung eines logischen Ganzen darbietet. Es ist kein Grund einzusehen, weshalb die Entfernung des Blasenstahls und des schmiedbaren Gußeisens aus den Klassen, in welche nicht hineingehören, Schaden anrichten oder Verwirrung erzeugen sollte, da doch auch die Beseitigung des Graphits aus der Klasse „Blei“ auch ganz harmlos verlaufen ist.

Möchten sich doch diejenigen, die eine Verwirrung aus dem Nebeneinanderbestehen streng wissenschaftlicher Bezeichnungen und landläufiger Ausdrücke und Bedeutungen befürchten, offen fragen, ob die, die gewohnheitsmäßig vulgäre Ausdrücke und Bezeichnungen gebrauchen, in der Tat in Verwirrung geraten, wenn vorsichtige Schriftsteller „tin plate“ (verzinntes Blech, Weißblech) statt „tin“ (Zinn) schreiben.[1])

Möchten sie sich doch die Frage vorlegen, welche Handelsinteressen behindert oder in Verwirrung gebracht worden sind, als man dieWale aus der Klasse „Fische“ in die Klasse „Säugetiere“ versetzt hat, oder wer durch den Umstand belästigt wird daß der Handel die Wale noch Fische, die Wissenschaft sie aber Säugetiere nennt; welche Handelsinteressen ferner beunruhigt oder behindert wurden, sei es, daß man das Wasserblei aus der Klasse „Blei“ entfernt und es in Graphit umgetauft hat, oder sei es durch das gegenwärtige Nebeneinanderbestehen der Namen „Schwarzblei“ („black lead“) und „Graphit,“ oder durch das Nebeneinanderhergehen des landläufigen Ausdruckes „Blei“, der den „Graphit“ mit umfaßt, und des wissenschaftlichen Begriffes „Blei“, der den Graphit ausschließt? Diese Furcht ist einfach die Furcht vor dem Unbekannten, dem Nichtverwirklichten, dem Ungeahnten; die Furcht vor jeder Veränderung als solcher, infolge des Unvermögens, sich die Zustände, die der Wechsel tatsächlich herbeiführen wird, richtig vorzustellen.

Manche, die mit den Verhältnissen nicht vertraut sind, haben gemeint, es bestehe ein innerer Wiederspruch zwischen der ausgesprochenen Haltung betreffs des Gußeisens im vierten Abschnitt dieses Berichtes und dem Vorschlag, den Blasenstahl oder Zement-

[1]) Für deutsche Verhältnisse müßte man eigentlich sagen „wenn vorsichtige Schriftsteller „verzinntes Blech“ statt „Weißblech“ schreiben“. (Anmerkung des Übersetzers.)

Digitized by Google

stahl („blister steel") aus der Klasse „Stahl" zu entfernen. Indessen zeigt schon eine ganz oberflächliche Prüfung, daß eine solche Unstimmigkeit nicht vorhanden ist, wie wir noch darlegen werden.

Daß das Schweißeisen und der kohlenstoffarme Stahl gegenwärtig noch weiter nach ihrem Ursprung: dem plastischen Ursprung beim Schweißeisen und dem flüssigen Ursprung beim Stahl, unterschieden werden müssen, bezweifelt niemand. Die Wichtigkeit einer genauen Unterscheidung zwischen diesen zwei Klassen liegt auf der Hand. Wir alle kennen den Einfluß der Gegenwart, Beschaffenheit und Verteilung der Schlacke im Schweißeisen, wir wissen, daß sie die Schweißbarkeit erleichtert, unter gewissen wichtigen Bedingungen die Plastizität vergrößert, die Dehnbarkeit in der Querrichtung verringert u. a. m. Sobald wir aber versuchen, eine Erklärung zu finden, die diesen Unterschied mit Hilfe tatsächlich innewohnender Eigenschaften, also unabhängig vom Ursprung zum Ausdruck bringen soll, so gelingt uns dies nicht. Derjenige, der eine solche Erklärung finden wird, wird damit auch einer wesentlichen Verbesserung unserer Klassifikation und unserer Definitionen den Weg bahnen. Wir können das Schweißeisen nicht durch seinen größeren Schlackengehalt vom Stahl gleicher Art unterscheiden, denn mancher derartige Stahl enthält mehr Schlacke als manches Schweißeisen, und so geht es mit jedem dieser Unterscheidungsmerkmale. Überhaupt ist deren Bedeutung weder zweifelhaft gewesen noch bezweifelt worden, doch war noch niemand imstande, auf Grund dieser unzweifelhaft wichtigen Fundamentaleigenschaften eine Erklärung zu finden, durch welche diese zwei Klassen voneinander unterschieden werden können. Daher müssen wir, indem wir das Erscheinen des Erfinders einer solchen Erklärung abwarten, uns schlechterdings damit begnügen, die Unterscheidung zwischen Schweißeisen und gleichartigem Stahl auf deren Ursprung zu begründen, was philosophisch genommen zwar eine dürftige Methode, aber doch immerhin ein ganz wirksamer und gut brauchbarer Ersatz für eine bessere ist, und deshalb solange beibehalten werden muß, bis jene bessere erscheint.

Bis dahin ist der Vorschlag, den Blasenstahl aus der Klasse „Stahl" zu entfernen, nicht ein Vorschlag, die Herstellungsweise als eine neue Grundlage für die Klassifikation aufzustellen, sondern nur ihren Gebrauch auf den genau gleichen Zweck auszudehnen, um den kohlenstoffreichen Stahl flüssigen Ursprungs, vom Blasen-

Digitized by Google

stahl plastischen Ursprungs zu unterscheiden, und so unsere Klassifikation durch Anwendung derselben Grundlage auf kohlenstoffarme und kohlenstoffreiche Produkte logisch zu gestalten.

Manche sagen: „Warum sollten die völlig übereinstimmenden Eigenschaften beim Blasen- und Tiegelstahl (Tiegelflußstahl) von gleicher Zusammensetzung nicht Grund genug sein, diese zusammen in eine Klasse zu stellen? Dies ist eine bloße Verschleierung der ganzen Sache. Wir bestreiten auf das entschiedenste eine derartige Identität der Eigenschaften Es mag wahr sein, daß für ganz bestimmte Zwecke dieser oder jener Blasenstahl und dieser oder jener Tiegelstahl gleich gut geeignet sind, doch das gehört gar nicht hieher! Für ganz bestimmte Zwecke mögen kohlenstoffarmer Stahl und Schweißeisenu gleich gut geeignet sein; Pferde und Ochsen mögen beim Pflügen einander ersetzen können, nichtsdestoweniger aber verdienen sie unterscheidende Namen.

Wenn es angängig wäre, die gegenwärtig zur Unterscheidung von kohlenstoffarmen Stahl und Schweißeisen dienende Grundlage, d. i. den „Ursprung“ oder die „Herstellungsweise“ zu beseitigen und dafür die „Härtbarkeit“ als Grundeigenschaft des Stahles zu verwenden, so würden wir die Richtigkeit, die relative Eignung dieser beiden Grundlagen zu diskutieren, in Anbetracht der großen Bedeutung, den die Priorität der Härtbarkeit als Grundlage für die Einteilung hat, zugestehen. Weil aber, wie alle zugeben, der „Ursprung“ als Grundlage für die Einteilung der kohlenstoffarmen Produkte schlechterdings beibehalten werden muß, und weil der „Ursprung“ hiefür das einzig und allein brauchbare Element ist, so sind wir der Ansicht, daß die Verwendung des „Ursprungs“ als Klassifikationsgrundlage von den kohlenstoffarmen bis auf die kohlenstoffreichen Produkten ausgedehnt werden soll, ganz besonders deshalb, weil diese Ausdehnung der Ursprungsgrundlage auf die kohlenstoffreichen Produkte eine ganz geringe Verschiebung des Puddelstahles verursachen würde, der früher mit dem Blasenstahl gruppiert war, der aber schon von selbst aufgehört hat — wenigstens in Amerika — Puddelstahl genannt zu werden So blieben nur der „Blasenstahl“ und die unmittelbar von ihm abgeleiteten Produkte in Frage, eine ganz unbedeutende und im Aussterben begriffene Klasse, die weder in Amerika noch, wie wir glauben sonst in einem Lande, ausgenommen England, in irgendwie größerem Umfange hergestellt wird. Dazu kommt noch,

Digitized by Google

daß diese Klasse von Produkten nur eine ganz kleine Gruppe von Menschen interessiert, die der Einengung der Klasse „Stahl", als Folge einer streng wissenschaftlichen Einteilung, durch die der Blasenstahl ausgeschlossen wird, nicht die geringste Beachtung schenken, sondern ihn nach wie vor „Blasenstahl" (oder „Zementstahl") „blister steel" nennen würden, und die dadurch nicht mehr betroffen würden wie die Graphitindustrie durch die wissenschaftliche Ausschließung des Wasserblei (black lead) aus der Klasse „Blei".

Kehren . wir nunmehr wieder zu dem Gußeisen zurück; seine Fundamentaleigenschaft ist die unveränderliche Zerbrechlichkeitund nicht sein Ursprung. Diejenige des kohlenstoffarmen Stahles ist notwendiger und bedauerlicherweise sein Ursprung. Der Umstand, daß Folgerichtigkeit nur durch Ausdehnung der „Ursprungsgrundlage" auf die kohlenstoffreichen Produkte, nämlich Stahl flüssigen Ursprungs und Blasenstahl, zu erreichen ist, bietet keine Entschuldigung für die Einführung des Ursprungs in der Definition des Gußeisens. Ferner: das, wogegen wir Einspruch erheben, ist nicht die Verwendung des Ursprungs als Klassifikationsgrundlage beim Gußeisen, sondern die Beschränkung des Gußeisens auf das Produkt einer besonderen Ofengattung; diese Einschränkung hat nichts gemein mit der Verwendung des Ursprungs als eines Grundelements beim Stahl. Wir sind gezwungen, das Schweißeisen vom kohlenstoffarmen Stahl zu unterscheiden aber nicht durch genaue Bezeichnung der Ofengattung, in welcher das Material hergestellt werden muß, sondern nach dem flüssigen oder plastischen Ursprung. Wäre vorgeschlagen, die Bezeichnung des Gußeisens auch auf Material flüssigen Ursprungs zu beschränken, so ließe sich darüber streiten; der Vorschlag jedoch, „Gußeisen" auf das Erzeugnis einer einzigen Ofenart zu beschränken, erscheint uns unhaltbar.

Ist es nicht wahr, daß mit alleiniger Ausnahme der Metallurgie jeder Zweig der Wissenschaft, der zu einer Industrie in Beziehung steht, seine eigene Nomenklatur besitzt, die neben der industriellen Nomenklatur besteht, und dies ohne Schaden für beide? Werden die Landwirte, die Blumenzüchter oder Holzhändler beunruhigt, weil der Botaniker seine genaueren lateinischen Namen gebraucht? Nehmen sie nicht jene bestimmteren Namen geflissentlich an, wenn sie genau sein wollen? Werden die Pferde-, Fisch-, Schaf-, Vieh- und

Digitized by Google

Vogelfedernhändler etc. hiedurch gequält, weil die Zoologen ihre genaueren lateinischen Namen gebrauchen? Greifen sie nicht auch oft zu diesen Namen, wenn sie etwas genauer sein wollen? Manche meinen, daß wir Metallurgen, etwas Unerhörtes begehen, wenn wir, die wir ein besonderes Interesse an der Wissenschaft im Gegensatz zur Hüttentechnik haben, vorschlagen, unsere eigene Nomenklatur logisch zu gestalten. Liegt die Wahrheit aber nicht so, daß wir in unserer Sorglosigkeit das Erzwingen jenes Rechtes, das jeder Zweig der Wissenschaft schon längst und ohne irgendwelchen Schaden für die mit ihm verbundene Industrie durchgesetzt hat, das Recht auf eine folgerichtige Nomenklatur, bis zu diesem erstaunlich späten Zeitpunkt hinausgeschoben haben? Wir glauben nicht, daß Folgerichtigkeit und Bestimmtheit der Sprache dazu beitragen, Verwirrung zu erzeugen, sondern daß vielmehr durch das Zögern, die Sprache systematisch und logisch zu gestalten, die Verwirrung noch länger hingezogen wird.

Der bisherige Teil des Abschnittes III giebt die Anschauungen eines Teiles der Kommission wieder; die Anschauung der Britischen Mitglieder ist die folgende:

Die britischen Mitglieder der Kommission 24 sehen sich zu ihrem größten Bedauern gezwungen, einigen der wichtigsten Schlußfolgerungen des von den Professoren Howe und Sanveur erstatteten offiziellen Berichtes zu widersprechen und daher ihre eigenen Ansichten hiermit niederzulegen. Nach Beratung mit einer eigens zu diesem Zwecke gewählten Spezialkommission britischer Gewerke haben sie eine Anzahl anderer Definitionen festgestellt, die sie hiermit zur weiteren Erwägung vorlegen.

Die Hauptunterschiede in den Definitionen beziehen sich auf 1. Stahl, 2. Schweißeisen und 3. schmiedbares Gußeisen. Mit Ausnahme dieser Definitionen haben sie — von einigen Änderungen abgesehen — alle übrigen vorgeschlagenen Definitionen und Bemerkungen des offiziellen Berichtes vollständig angenommen.

Die britischen Mitglieder sind der Ansicht, daß die Kommission nicht dazu ernannt wurde, um neue Namen an Stelle der bisherigen einzuführen, sondern um die bestehenden Ausdrücke, im Sinne der bei den Technikern bestehenden Auffassung, klar zu definieren. Sie wenden sich daher aufs schärfste gegen die Empfehlung, die Stähle plastischen Ursprungs aus der Klasse der Stähle zu entfernen, und ihnen sowie dem schmiedbaren Gußeisen neue Namen

Digitized by Google

zu geben. Die fraglichen Stähle besitzen die wohlbekannte Eigenschaft des Härtens und Anlassens, die bis vor wenigen Jahren als die wesentliche und kennzeichnende Eigenschaft der Stähle angesehen wurde. Wenn diese Empfehlung angenommen würde, würden große Mengen von Schmiedestählen (für Messer), paketierten Stählen und anderen Materialien, die durch Generationen als „Stahl" bekannt waren, aus der Gruppe der Stähle ausgeschlossen; die britischen Mitglieder sind daher der Ansicht, daß jeder Versuch, diese allbekannten Materialien umzutaufen, unpraktisch sei, und geeignet, eine Verwirrung herbeizuführen und die Arbeiten der Kommission und damit jene des Verbandes zu diskreditieren. Sie glauben daher, daß es nicht nur unerwünscht, sondern auch noch schädlicher als unnütz sei, zu versuchen, neue Namen für wohlbekannte Erzeugnisse, wie Zementstahl (Cemented Steel Bar), Gerbstahl (Shear Steel), schmiedbares Gußeisen (Malleable Cast Iron) usw. einzuführen. Was den Namen „schmiedbares Gußeisen" anbelangt, so muß zugegeben werden, daß dies wohl keine ideale Bezeichnung ist; sie hat sich jedoch in der technischen Literatur eingebürgert und wird durch ihren allgemeinen Gebrauch bei allen Technikern so richtig verstanden, daß die britischen Mitglieder nicht einsehen können, welcher Vorteil durch die Änderung des Namens gewonnen werden könnte; sofern eine genaue Definition der Ausdrücke gegeben wird, dürfte nach ihrer Ansicht weniger Verwirrung durch Beibehalt der bestehenden Benennungen als durch Versuche der Einführung irgendwelcher neuer herbeigeführt werden. In England, und soviel sie wissen, auch am Kontinent, ist „schmiedbares Gußeisen" nie als „Gußeisen" klassifiziert worden, sondern hat eine Sonderstellung besessen, und es ist niemals bei den Technikern zwischen diesem und dem Gußeisen eine Verwechslung vorgekommen.

In Anbetracht der großen Schwierigkeiten, eine Diskussion zwischen den in allen Teilen der Welt zerstreuten und vielfach verschiedene Sprachen sprechenden Mitgliedern der Kommission auf dem Wege der Korrespondenz abzuführen, halten die britischen Mitglieder dafür, daß eine detaillierte Erörterung und genaue Betrachtung der verschiedenen vorgebrachten Gesichtspunkte nicht bis zu jenem notwendigen Grade durchgeführt werden konnte, um die Kommissionsmitglieder zu jenem wohlüberlegten Urteil zu befähigen, das für die Fassung eines Beschlusses in einer so

Digitized by Google

weitgehenden Frage wesentlich ist. Die britischen Mitglieder unterstützen auf das wärmste den offiziellen Vorschlag, daß über die angeschnittenen Fragen eine ausführliche Diskussion durchgeführt werde, daß sich aber der Kongreß selbst einer offiziellen Meinungsäußerung enthalte und die Entscheidung über diese Fragen verschiebe, bis sich die Gesichtspunkte und kritischen Urteile aller Mitglieder der Kommission noch weiter geklärt haben.

IV. Vorschläge zur Besprechung (aber nicht zur Beschlußfassung) auf dem VI. Kongreß.

I. Da jede wissenschaftliche Klassifikation auf für diesen Zweck geeigneten charakteristischen Merkmalen aufgebaut sein soll, derart, daß allen Gliedern einer Klasse die bestimmten charakteristischen Merkmale, deren Besitz die betreffende Klasse bildet, gemeinsam ist;

II. da ferner die gegenwärtige Einteilung der Eisen- und Stahlerzeugnisse, obschon sie für die gegenwärtigen Bedürfnisse der Industrie ganz gut paßt, diese Regel in Bezug auf die Klassen „Stahl" und „Gußeisen" verletzt, indem 1. dem Blasenstahl das wesentlichste charakteristische Merkmal aller anderen Stahlsorten, das darin besteht, daß sie „aus dem geschmolzenen Zustand als von Anfang an schmiedbare Masse gegossen" sind, abgeht, während alle anderen Stähle dieses Merkmal besitzen, und vermöge desselben in der Klasse „Stahl" zusammengefaßt sind; und indem 2. dem „schmiedbaren Gußeisen" das wesentlichste charakteristische Merkmal aller anderen Gußeisensorten fehlt, nämlich, daß ihre „Schmiedbarkeit, wenn überhaupt vorhanden, bei allen Temperaturen unter der nutzbaren Grenze liegt", vermöge welches charakteristischen Merkmales alle anderen Gußeisen in der Klasse „Gußeisen" zusammengefaßt sind;

III. da ferner diese Widersprüche für die wissenschaftlichen Schriftsteller und Redner sehr lästig und darnach angetan sind, ihre Leser, die sich in allen gebildeten Klassen befinden, zu verwirren — ausgenommen allein diejenigen, die mit der Industrie selbst vertraut sind — und überdies dahin wirken, die Verbreitung der Kenntnisse, die sich auf das Eisen und den Stahl beziehen, über die Grenzen der Industrie hinaus hintanzuhalten;

IV. da ferner das Interesse der Gesamtheit der wissenschaftlichen Forscher, Lehrer, Schriftsteller und Leser sowie der Öffentlichkeit

Digitized by Google

außerhalb der Industrie an dem Vorerwähnten so dringend geworden ist, um Anerkennung zu fordern;

V. da ferner die Systematisierung ihrer Klassifikation durch irgend einen Zweig der Wissenschaft, besonders wenn derselbe zu einer Industrie in Beziehung steht, zwar gewöhnlich auf die Degradierung gewisser Namen oder gewisser unlogischer und widersprechender Bedeutungen solcher Namen von ihrer anfänglichen Stellung als Worte des guten Gebrauches zu Ausdrücken der Umgangssprache hinausläuft, die Erfahrung aber meistens lehrt, daß diese Herabsetzung weder Schaden noch Verwirrung in der Industrie anrichtet, die nach alter Gepflogenheit solche Degradierungen unbeachtet läßt und nicht im mindesten daran gehindert ist, einen Namen weiter zu gebrauchen, weil er ein Ausdruck der Umgangssprache geworden und kein wissenschaftlicher mehr ist, so daß dem Vorteil, welchen die Wissenschaft und die übrige Öffentlichkeit aus der Folgerichtigkeit zieht, kein Nachteil für die Industrie gegenübersteht, die in Bezug auf die Handelsbezeichnungen in ihrem eigenen Recht bleibt;

VI. da ferner der Blasenstahl sowie die verwandten Stähle plastischen Ursprungs nur geringe Bedeutung haben — ausgenommen in Großbritannien — und einige von ihnen anderwärts selbst technisch nicht mehr Stahl genannt werden;

so hält man dafür:

1. daß für die Zwecke einer streng wissenschaftlichen Nomenklatur, zum Unterschied von der technischen Namengebung, das schmiedbare Gußeisen aus der Klasse „Gußeisen“ ausgeschieden werden soll;

2. daß, obgleich in Großbritannien die Bezeichnung „Stahl“ mit dem Blasenstahl und den verwandten Substanzen plastischen Ursprungs so fest verknüpft ist, daß es — wenigstens in jenem Lande — jetzt unzweckmäßig wäre, zu versuchen, sie aus der Klasse „Stahl“ im technischen, Handels- und allgemeinen Sprachgebrauch zu entfernen, eine solche Entfernung für den streng wissenschaftlichen Gebrauch aber doch wünschenswert ist, der das herrschende charakteristische Merkmal des Stahles, die Vereinigung von Schmiedbarkeit mit flüssigem Ursprung, annehmen und das daneben bestehende, aber widersinnige charakteristische Merkmal der Härtbarkeit verwerfen wird.

Digitized by Google

Digitized by Google

Verhandlungen der Sektion A.

Ehrenpräsidenten:

H. Prof. E. Heyn, H. Prof. A. Rejtő,
H. G. C. Lloyd, H. Dr. W. Rosenhain.

Geschäftsführender Präsident: H. Rob. W. Hunt.
Vizepräsidenten: HH. John McLeod, J. P. Snow.

Ehrenschriftführer:

H. C. Grard, H. Prof. A. Sauveur,
H. Dr. R. Moldenke, H. E. Saladin,
H. Lesly S. Robertson, H. Prof. G. Tagueff.

Schriftführer: HH. Henry Fay, Prof. W. Campbell.

Die mündlichen Übersetzungen der dreisprachigen Verhandlungen besorgten:

H. Prof. A. Sauveur, H. Dr. R. Moldenke,
H. E. Saladin, H. Dr. W. Rosenhain.

---

1. Sitzungstag, Dienstag, den 3. September, nachmittags.

Der Präsident der Sektion Kapitän R. W. Hunt eröffnet um zwei Uhr die Sitzung. Er begrüßt die Teilnehmer und verweist kurz auf die Verhandlungsregeln, die, so drückend sie in manchen Fällen empfunden werden mögen, doch zur Förderung und Erledigung der umfangreichen Sektionsarbeit streng eingehalten werden müssen.

Mit Ihrer und meiner Mitarbeiter Hilfe, schließt der Präsident, werden unsere Sitzungen angenehm und nutzbringend sein.

Der Präsident stellt sodann den ersten Bericht „Härteprüfung mit Widerstand gegen mechanische Abnützung" (III_1) von E. H. Saniter auf die Tagesordnung.

(Der Bericht zeigt an Hand der Ergebnisse der von Robin, Nusbaumer und vom Autor auf einer von ihm selbst konstruierten Maschine durchgeführten Abnützungsproben, daß keine deutliche Beziehung zwischen Härte und Abnützung besteht. Es ist also die Vornahme von selbständigen Abnützungsproben eine Notwendigkeit.)

Digitized by Google

Der Autor gibt eine Zusammenstellung seines Berichtes.

Der Präsident fordert den Sekretär der Sektion auf, die etwa vorliegende schriftliche Diskussion, die nach den Verhandlungsregeln vor der mündlichen zur Kenntnis zu bringen ist, zu verlesen.

Der Sekretär verliest eine Diskussionsschrift von D. Hibbard.

In dieser verweist D. Hibbard auf die Wichtigkeit der Feststellung der Beziehungen, die zwischen der Abnützung und den übrigen Eigenschaften eines Metalles bestehen.

Er habe folgende zwei Regeln gefunden:

1. Sind zwei Stähle gleich hart, so ist der zähere hinsichtlich Abnützung besser.

2. Sind zwei Stähle gleich zäh, so ist der härtere bezüglich Abnützung besser.

Wie aus dem Berichte Saniters ersichtlich, hat der Manganstahl, obgleich nicht sehr hart, den größten Abnützungswiderstand ergeben, was zweifellos vor allem auf seine hohe Zähigkeit zurückzuführen ist. Besondere Einflüsse oder Eigenschaften (zu große Härte oder Zähigkeit, zu hoher Druck, zu große Geschwindigkeit, hohe Temperaturen, Angriffe nach Art der Hobelmaschine, Feuchtigkeit, Wetterangriffe) stoßen die Regeln um und der erwartete Abnützungswiderstand bleibt aus.

Der Präsident erteilt Herrn Prof. W. H. Warren das Wort.

H. Prof. W. H. Warren: Ich habe gerade in jüngster Zeit Gelegenheit gehabt, mit australischem Bauholz, bei welchem die Brinellsche Härtezahl festgestellt war, Proben mittels Sandstrahlgebläsen vorzunehmen. Das Sandstrahlgebläse wird vielen der anwesenden Herren bekannt sein. Jedes einzelne Sandpartikelchen trifft das Bauholz. Dieses wird dem Sandstrahlgebläse zwei Minuten lang ausgesetzt und dann die Abnützung bestimmt. Es entspricht nun das Verhältnis zwischen der Brinellschen Härtezahl, wie sich dasselbe durch die Brinellsche Probe ergibt, nicht dem Abnützungswiderstand, der sich mittels des Sandstrahlgebläses zeigt. Man kann jedoch ganz allgemein behaupten, daß Bauholz, welches bei der Sandstrahlprobe einen bestimmten Widerstand aufweist, ein für Abnützungsbeanspruchung geeignetes Material ist, d. h. zur Pflasterung von stark beanspruchten, verkehrsreichen Straßen gut geeignet erscheint.

Der Präsident erteilt das Wort dem Herrn Dr. W. Rosenhain: Ich möchte ein anderes Beispiel anführen, wo ein Metall bei ziemlich

Digitized by Google

niedriger Brinellscher Härtezahl einen sehr bedeutenden Abnützungswiderstand aufweist; es ist dies bei einer Gruppe von Kupfer-, Aluminium- und Manganlegierungen, die ungefähr 9% Aluminium und 2% Mangangehalt aufweisen. Dieselben wurden am „National Physical Laboratory" im Zusammenhang mit dem 9. Berichte des „Alloys Research Committee" der „Institution of Mechanical Engineers of London" untersucht. Hierbei wurde gefunden, daß manche dieser Legierungen einen Abnützungswiderstand gegenüber rollender Reibung aufwiesen, der bedeutend höher war, als jener von Werkzeugstahl. Die Brinellsche Zahl war jene eines gewöhnlichen weichen Stahles und die Dehnung betrug ungefähr 20% auf 2 Zoll Meßlänge, so daß also diese Legierungen nicht annähernd die Dehnung von Manganstahl und die Brinellsche Zahl von gewöhnlichem Stahl aufwiesen und doch einen Abnützungswiderstand an den Tag legten, der jenen des härtesten Kohlenstoffstahles weit übertraf.

Der Präsident erteilt hierauf dem Berichterstatter das Schlußwort.

Herr E. H. Saniter: Die von Hibbard angeregte Frage des Zusammenhanges zwischen Zähigkeit und Abnützung — ist, wie auch die Mitteilung Rosenhains zeigte — nicht einfach. Er dankt allen an der Diskussion beteiligten Herren für die interessanten Mitteilungen.

Der Präsident dankt dem Berichterstatter im Namen des Kongresses und geht zum Berichte F. Robins über „Abschleifversuche mit Stahl" (III_6) über.

(Der Bericht enthält die Schlußfolgerungen der im Jahre 1909 durchgeführten und dem Iron and Steel-Institute vorgelegten Abnützungsproben mit Schienen, Feilen etc. Als Schleifmittel diente Schmirgelpapier. Die verschiedenen Arten der Abnützungsproben liefern verschiedene Ergebnisse; jede Art der Abnützung muß durch eine besondere Art der Probe festgestellt werden.)

An Stelle des abwesenden Autors gibt der Sekretär E. Saladin einen kurzen Auszug.

Der Präsident geht — da keine Diskussion verlangt wird — zum Berichte R. Guillerys „über Härteproben und Proben zur Bestimmung der Elastizitätsgrenze und der spezifischen Schlagarbeit" (III_5) über.

(Der Bericht weist darauf hin, daß die Zugprobe und die alte Schlagprobe vorteilhaft durch die neuen Methoden ersetzt werden kann, die 1. die Härte, 2. die Elastizitätsgrenze und 3. die Schlagarbeit mit größerer Präzision als die alten Methoden feststellen. Guillery beschreibt sodann drei neue Maschinen, die diesem Zwecke dienen: 1. eine Kugeldruckmaschine zweifacher Ausführung (für 10- und 5-mm Kugel); 2. einen Apparat zur Messung der Elastizitätsgrenze, beruhend

Digitized by Google

auf der Bewegung einer Kugel längs der Erzeugenden eines Kegels und auf Registrierung, durch die der Punkt bestimmt wird, bei dem Härtezunahme (Grenze der elastischen und der plastischen Deformation) beginnt, 3. eine Maschine zur Messung der spezifischen Schlagarbeit, bestehend aus einem Radhammer, dessen lebendige Kraft durch einen Flüssigkeitstachymeter gemessen wird.)

Auf Anfrage des Präsidenten ergreift Prof. Heyn das Wort.

H. Prof. E. Heyn: Ich möchte an die Herren, die das Schriftstück vertreten haben, die Frage richten, wie ihr Antrag, Absatz 1, aufzufassen ist. Soll jetzt a) zur Bestimmung der Zugfestigkeit die Zugprobe durch die Kugeldruckprobe ersetzt werden? Dagegen würde sich wohl Widerspruch erheben; oder soll b) zur Ermittlung der Härte statt des Zugversuches die Kugeldruckprobe verwendet werden? Diese Auffassung scheint aus der vorliegenden deutschen Übersetzung hervorzugehen; sie würde wohl allgemeine Zustimmung finden. Was die in den Schlußfolgerungen unter 2—4 vorgebrachten Anträge betrifft, würde es zweckmäßig sein, sie der Kommission 26 zu überreichen, deren Arbeitsfeld die bezüglichen Punkte berühren, und die ja ihren Bericht noch vorlegen wird.

H. Prof. A. Mesnager: H. Guillery denkt wohl an einen solchen Ersatz, aber nach meiner persönlichen Meinung ist die Sache noch nicht spruchreif.

Der Präsident dankt dem Berichterstatter und stellt den Bericht „Untersuchungen über die Härte von Stahl" von C. Grard (III_2) auf die Tagesordnung.

(Grard sagt darin, daß die Härteprobe an Stelle der Zerreißprobe Verwendung finden kann, indem die Zugfestigkeit durch Multiplikation der Härtezahl mit einer Konstanten bestimmt wird. Die Härteprobe kann auch als Homogenitätsprobe dienen. Grard bespricht die Beobachtungsfehler und zeigt, daß der absolute Wert des größten mit den beschriebenen Apparaten und unter den angegebenen Versuchsbedingungen sich ergebenden Fehlers 5 Brinellsche Einheiten beträgt. An Hand von in Diagrammen wiedergegebenen Härteprobeergebnissen macht Grard einzelne Bemerkungen über Wärmebehandlung des Stahles und empfiehlt die Aufnahme der Härte- und Schlagprobe in die Bedingnishefte.)

H. C. Grard gibt einen Auszug seines Berichtes.

Der Präsident eröffnet die Diskussion.

H. Dr. Waldo fragt um die Bedeutung der Zahl 60 in dem Satze des Grardschen Berichtes: „Die Nichtbrüchigkeit kann durch Schlagversuche mit dem Charpyschen 25 kg-Hammer festgestellt werden, wobei die zum Bruche eines gekerbten Stabes $10 \times 10 \times 60$ notwendige Kilogrammeterzahl bestimmt wird." Ist 60 die Stablänge, während die Länge zwischen den Auflagern 40 mm beträgt?

Digitized by Google

Da keine Antwort erfolgt, wird zum Berichte der Kommission 26 über Schlagproben von G. Charpy (IV_1) übergegangen.

(Der Bericht zeigt vor allem, daß die Ergebnisse der mit den beiden vom Kopenhagener Kongreß empfohlenen Stäbe (30 × 30 mm bei 120 mm Spannweite und 10 × 10 mm bei 60 mm Spannweite) nicht übereinstimmen. Der kleinere Stab gibt kleinere Widerstandswerte gegen Schlag. Die Kommission empfiehlt jedoch, die beiden empfohlenen Probestabtypen vorläufig beizubehalten und eine Vergleichstabelle anzulegen. Um den Einfluß der Bauart der verschiedenen Probemaschinen festzustellen, rät der Verfasser, Vergleichsproben anzustellen. Vor Wahl einer einheitlichen Maschinentype ist die Bestimmung jener Bedingungen notwendig, deren Erfüllung die Vergleichbarkeit der Resultate sichert und sind Normen für die Eichung der Maschinen festzulegen. Zur Erkenntnis der Wechselbeziehung zwischen Probeergebnis und Verhalten im Betriebe sind Statistiken zu führen. Ein Muster für ihre Anlage wird im Berichte gegeben.)

Sekretär E. Saladin gibt einen Auszug des Charpyschen Berichtes.

Der Präsident bemerkt vor Eingehen in die Diskussion, daß die Verhandlungsordnung strenge darauf Bedacht nahm, daß jeder Bericht zur Erörterung gelange. Er empfiehlt jedoch, daß die Vorlagen von nicht anwesenden Mitgliedern so lange zurückgelegt werden, bis die Vorlagen jener Verfasser, die anwesend sind, durchgenommen sind. (Allgemeine Zustimmung.) Der Präsident ersucht hierauf um Verlesung des schriftlichen Diskussionsbeitrages von H. Le Chatelier.

H. Prof. Le Chatelier stimmt darin zu, daß die auf die Proportionalität der Abmessungen der beiden Stäbe gegründeten Folgerungen falsch waren. Er schlägt vor, einen kleinen Stab 10 × 10 mm zu verwenden, aber von größerer Länge zwischen den Stützen, da die Reibung an diesen im Falle der Erprobung nichtbrüchiger Stähle das Resultat beeinflußt und eine Ungleichmäßigkeit in den Ergebnissen hervorruft.

H. Prof. N. Belelubsky, unterstützt den Vorschlag des Obmannes der Kommission, die Arbeit in der Kommission fortzusetzen und die Versuche mit den Mitteln auszuführen, die schon jetzt in der Praxis existieren. Bei den Versuchen mit eingekerbten Stäben verwendet man jetzt beide Stabdimensionen und es wäre wünschenswert, diese Frage bis zum nächsten Kongreß so weit als möglich klarzustellen.

Präsident Hunt schlägt vor, die Diskussion des Charpyschen Berichtes so lange aufzuschieben, bis die anderen Vorlagen über dasselbe Thema vorgelegt worden sind, so daß der ganze Komplex der einschlägigen Fragen zusammenhängend erörtert werden kann.

H. Prof. E. Heyn: Diese Vertagung ist auch deshalb notwendig, weil die vorliegenden Beschlüsse der Kommission 26 nicht die neuesten

Digitized by Google

sind, auf die man innerhalb der Kommission übereingekommen ist. Sie sind in Übereinstimmung mit sämtlichen Kommissionsmitgliedern in letzter Zeit etwas geändert worden. Ich könnte den richtigen Text erst morgen früh nach Einsichtnahme in die Akten vorlegen. Es ist daher zweckmäßig, erst morgen die Beschlüsse der Kommission 26 weiterzuberaten.

Der Präsident unterbricht die weitere Beratung des Charpyschen Berichtes*) und stellt den Bericht „über den Einfluß der Stabform und der Behandlung des Metalles auf die Resultate bei der Kerbschlagbiegeprobe" von Dr. A. Schmid (Zürich) (IV_6) auf die Tagesordnung.

(Der Berichterstatter hat Vergleichsproben mit den verschiedenen Stabtypen und bei verschiedenen Herstellungsarten derselben angestellt. Zur Bestimmung der spezifischen Schlagarbeit empfiehlt sich ein Stab von 10 × 10 mm Querschnitt, 60 mm Spannweite, 2·5 mm Kerbtiefe und 1 mm Kerbradius. Die Ergebnisse mit 1·44 multipliziert, sind den mit dem großen Stabe (30 × 30 mm Querschnitt, 120 mm Spannweite, 15 mm Kerbtiefe und 2 mm Kerbradius), dessen Anwendbarkeit beschränkt ist, gewonnenen Ergebnissen nahezu gleich. Die Stäbe können ohne weiteres durch Schmieden bei Rotglut dimensioniert werden, doch ist zu beachten, daß die Resultate dann gegenüber den gewalzten Stäben um 23% höher ausfallen.)

Präsident: Da der Autor abwesend ist, gehen wir vorläufig zum nächsten Bericht „Kerbschlagprobe mit Metallen" von Ch. Frémont (IV_2) über.

(Der Bericht nimmt Stellung gegen die von Ehrensberger und Charpy herbeigeführten Beschlüsse des Kopenhagener Kongresses. Der Pendelapparat hat viele Mängel, wie das Gewicht der Schabotte, die das Ergebnis beeinflussen. Der große Stab ist für die Praxis zu groß und verhüllt innere Materialfehler. Als Kerbform für den kleinen Stab ist der Sägeschnitt zu wählen. Die minimale Schlaghöhe soll mit 4 m festgesetzt werden.)

Da der Autor nicht anwesend ist, wird die Diskussion verschoben und der Bericht Dr. A. Geßners „Kerbschlagproben mit zähem Stahl" (IV_4) vorgenommen.

(Der Bericht zeigt an Vergleichsproben, die mit zähem Stahl (Probestab, 10 mm dick) durchgeführt wurden, daß die Bruchform von großem Einfluß (bis zu 50%) auf die Probeergebnisse ist. Bei geschmiedeten zähen Stahlproben beeinflußt die von den Schneiden des Fallhammers hervorgerufene lokale Einpressung bis zu 25% das Resultat.)

H. Dr. A. Geßner gibt einen kurzen Auszug seines Berichtes. Er bemerkt zum Schluß, daß eine Probe, welche so bedeutende Schwierig-

Siehe Seite 34.

Digitized by Google

keiten bei der Durchführung bietet, wie die Kerbschlagprobe, für die Praxis kaum anwendbar sein dürfte. Anderseits ließen sich zweifelhaft die beobachteten unliebsamen Erscheinungen durch Wahl geeigneter Probeformen und Kerbschnitte vermeiden. Der Bericht soll in dieser Richtung eine Anregung sein.

Der Präsident dankt, da sich niemand zum Worte meldet, dem Berichterstatter und geht zum Berichte Derihons „Einige Beobachtungen über die Brüchigkeitsprobe" (IV_3) über.

(Im Hüttenwerke von G. Derihon werden seit 1904 Kerbschlagproben mit dem Frémontschen Hammer ausgeführt. Trotzdem 12.000 Proben pro Monat vorgenommen werden, erreicht das auf Grund der Probe zurückzuweisende Material nur 0·3% Die Brüchigkeitsprobe ist bei richtiger Durchführung keine strenge Probe. Sie zeigt den Weg, um nichtbrüchiges Material zu erzeugen. Der Autor zieht den kleinen Frémontschen Stab vor. Von Wichtigkeit sind die Schlaggeschwindigkeit und Schabottemasse. Beide sollen groß sein.)

H. Derihon legt seinen Bericht vor.

Hiezu gelangt nachfolgender schriftlicher Diskussionsbeitrag von Snitsler zur Verlesung:

Herr J. E. Snitsler: Nachdem wir von den Berichten der Herren Charpy, Frémont und Derihon Kenntnis genommen haben, erlaube ich mir dem Kongreß einige Ergebnisse von den zahlreichen Schlagproben zu unterbreiten, die mit dem Charpyschen 30 kg-Hammer im Laboratorium der Minerva-Werke zu Antwerpen mit den verschiedensten Metallen durchgeführt wurden. Ich werde mir auch gestatten, einiges über die Mitteilungen der Herren Frémont und Derihon zu bemerken.

Zur Wahl des Apparates:

Ein Pendel genügt für alle Untersuchungen hinsichtlich der spezifischen Schlagarbeit in der Metallurgie und nicht drei, wie Frémont behauptet. Der 30 kg-Pendel ist nicht umfangreich und erfordert nicht so wie der Hammer einen Raum von mindestens $4\frac{1}{2}$ m Höhe. Der Pendel ist wie alle anderen Probemaschinen kein Apparat, den man unwissenden oder unvernünftigen Personen anvertrauen darf. Wir sehen keine spezielle Gefahr in der Verwendung eines Pendels, wie dies Frémont vermutet.

Die Vibrationen, von welchen Frémont spricht, sind minimale, sofern der Apparat solid im Boden fixiert ist.

Es ist bedauerlich, daß Frémont keine ziffermäßigen Ergebnisse vorgelegt hat, die den Einfluß dieser Vibrationen beweisen würden!

Digitized by Google

Zur Abmessung des Probestabes:

Der kleine Probestab von $10 \times 10 \times 60$, der in vielen Werken und Laboratorien üblich ist, kann fast jedem Konstruktionselement entnommen werden. Die Herstellung des Einschnittes bietet den guteingerichteten Werken keine besonderen Schwierigkeiten, wenn auch eine mehr abgerundete Grundfläche angenehmer wäre.

Zum Versuchsvorgang:

Es ist nicht logisch, die Makrographie in den Versuchsvorgang selbst einzubeziehen. Die Makrographie ist von gewisser Bedeutung für die vorbereitende Arbeit bei der Wahl der Stelle, der man die Probe entnimmt, ebenso für die Richtung des Einschnittes; sie stellt aber eine mechanisch-chemische Untersuchung dar, die als solche unabhängig von jeder anderen Arbeit betrachtet werden sollte.

Es versteht sich von selbst, daß derjenige, welcher die Schlagproben ausführt, sich zuerst von der Homogenität des Materiales überzeugt. Die Ursachen einer besonderen Brüchigkeit können sonach folgende sein: schlechte chemische Zusammensetzung, unregelmäßige chemische Zusammensetzung (Ausseigerung), mangelhafte Wärmebehandlung. Es wäre interessant, zur Würdigung des tatsächlichen Wertes der Mitteilung von Derihon bei dem von diesem angeführten Beispiel zu kennen:

1. Die Dimensionen der zurückgewiesenen Stäbe;

2. die Stelle, welcher die Frémontschen Stäbe entnommen wurden im Vergleich zu jener, von welcher die Stäbe der Type Kopenhagen 30×30 entstammen;

3. die Richtung der Einschnitte. Falls sich dieselben in der Seigerungszone befanden, kann das Derihonsche Ergebnis nicht wundernehmen. Jedenfalls muß als merkwürdig die Regelmäßigkeit der mit ein und demselben Stab in sechs Fällen gefundenen Probeergebnisse konstatiert werden. Wir haben ebenfalls praktisch gleiche Ergebnisse bei je zehn Proben erhalten, die einem Stab unter gleichen Bedingungen entnommen worden waren. Wir halten nicht dafür, daß die Ziffern der spezifischen Schlagarbeit, im Falle die Proben mit der Säge eingeschnitten werden, eine entsprechende Vergleichsmöglichkeit besitzen, weil die Säge ohne jede mechanische Präzision arbeitet.

Die Ergebnisse der Proben, welche wir in großer Anzahl mit den Metallen und Legierungen mittels des 30 kg-Pendels und der kleinen Probe von $10 \times 10 \times 60$ durchgeführt haben, erlauben es uns, diese beiden letzteren den Experimentatoren zu empfehlen.

Digitized by Google

Der Schlagversuch muß unter diesen Verhältnissen als eine strenge, genaue und notwendige Kontrollmaßregel bei der Erzeugung der Metalle, ihrer Wärmebehandlung und ihrer Übernahme angesehen werden.

Wir schlagen vor, jedem Bericht über Schlagproben eine Bestimmung jener Stelle vorangehen zu lassen, welcher die Probe entnommen wurde, und es kann diese Bestimmung an Hand von makrographischen und mikroskopischen Studien, die über die Lagerung der Kristalle und die Walzrichtung Aufschluß geben, getroffen werden oder auch an Hand einer Kombination von mehreren dieser Methoden.

H. Prof. E. Heyn: Der Bericht des Herrn Derihon bietet ein außerordentlich hohes Interesse. In der Fabrik von G. Derihon wird meines Wissens die Kerbschlagprobe in großem Umfange angewandt zur Prüfung der Lenkhebel von Automobilen, und es zeigt dies, daß der Nutzen der Kerbschlagprobe allmählich in der Praxis erkannt wird. Es wäre außerordentlich zu wünschen, daß derartige Berichte aus der Praxis häufiger vorgelegt würden.

Noch zu einer Bemerkung gibt der Bericht Veranlassung. Derihon hat einige Stähle nach der Frémontprobe geprüft und entsprechend den Kopenhagener Beschlüssen auch der Charpyprobe unterworfen und gibt auf Seite 3 des Berichtes die Vergleiche. Er nimmt bei der Charpyprobe mit Stäben 30×30 mm als Grenze zwischen brüchigem und nichtbrüchigem Material 20 kgm an, so daß das weniger ergebende Material zurückgewiesen werden müßte. Diese Grenze von 20 mkg, die bei einem Querschnitt von $3 \times 1{\cdot}5$ cm einer spezifischen Schlagarbeit von $20 : 4{\cdot}5 = 4{\cdot}4$ mkg/qcm entspricht, erscheint mir willkürlich gewählt. Herr Derihon gibt nun an, daß er mit dem Charpyschen Pendel auf Grund dieser gewählten Grenze von den Stabsorten Nr. 1—6 nur die Nummern 3 und 4 als für seine Zwecke unbrauchbar ausscheiden würde, während die Frémontsche Probe sämtliche sechs Stabsorten als unbrauchbar verwirft. Er stellt dies als einen Mangel der Charpyschen Versuchsweise hin. Dieser Schluß ist wohl nicht zwingend. Man könnte doch höchstens folgern, daß die gewählte Grenze von 20 mkg entsprechend 4·4 mkg/qcm spezifischer Schlagarbeit für das Charpysche Schlagwerk und für den besonderen Zweck zu niedrig gewählt ist, was auch nach meinen Erfahrungen mit dem Charpyschen Pendelschlagwerk für Qualitätsstähle tatsächlich zutrifft.

Ich nehme hier die Gelegenheit gern wahr, wiederum darauf hinzuweisen, daß eine Vereinheitlichung auf dem Gebiete der Kerbschlagprüfung unumgänglich ist. Es ist eben nicht ohne weiteres mög-

Digitized by Google

lich, die Ergebnisse dieser Prüfung, die mit verschiedenen Stab- und Kerbabmessungen auf verschiedenen Schlagvorrichtungen erhalten werden, miteinander zu vergleichen. Jede Abart der Versuchsausführung gibt für ein bestimmtes Material unter bestimmten Umständen eine bestimmte Zahl n für die Schlagarbeit, die mit der Kerbsprödigkeit, über die man Aufschluß haben will, in irgendeinem Zusammenhange steht. Man weiß nur nicht ohne weiteres, welchen Maßstab man an die Zahl n anlegen soll. Der Maßstab ist unbekannt und für die verschiedenen Abarten des Kerbschlagversuches verschieden. Der Fall liegt ganz ähnlich, als wenn man eine Länge mit einem Besenstiel messen wollte. Man erhält auch hier eine bestimmte Zahl n, die angibt, in welchem Verhältnis die zu messende Länge zu der des Besenstieles steht. Solange aber die Länge des als Maßstab benutzten Besenstieles unbekannt ist, und jeder einen verschieden langen Besenstiel als Maßeinheit verwendet, werden die Messungen nicht vergleichbar sein. Man muß notwendigerweise eine bestimmte Länge des Besenstieles vereinbaren. Welche Länge ist dabei gleichgültig; wesentlich ist die Vereinbarung.

Genau so ist es mit der Kerbschlagprobe. Ohne Vereinheitlichung des Maßstabes, der in diesem Falle von den Stab- und Kerbabmessungen sowie der Art und den Abmessungen des Schlagwerkes abhängt, sind die nach verschiedenen Verfahren gewonnenen Ergebnisse nicht vergleichbar. Ich glaube, es wird sich niemand der Richtigkeit dieser Überlegung verschließen können. Aber die Schwierigkeiten, die der Vereinheitlichung entgegenstehen, sind doch noch derartig, daß wir wahrscheinlich in den nächsten Jahren noch nicht zum Ziele kommen werden. Der deutsche Verband hat dieses Ziel erreicht und wir wollen hoffen, daß er es durchhält.

H. Derihon: Ich habe den Einwurf des Herrn Prof. Heyn nicht ganz verstanden. Ich glaube, er betrifft die Kilogrammeterzahl, die zur Übernahme berechtigte. Unsere Versuche sind keine Vergleichsversuche wissenschaftlichen Zweckes; sie dienten nur der Praxis. Ich besitze nur Erfahrungen mit kleinen Stäben.*)

Der Präsident dankt dem Autor für seinen Bericht. Es folgt als nächster Bericht: „Spezifische Schlagarbeit". Aus der Versuchsanstalt der Eisenbahngesellschaft Paris-Lyon-Méditerranée. (IV_5).

*) Siehe auch Seite 27.

Digitized by Google

(Der Bericht beschreibt einen Schlagprobeapparat, mittels dessen die im Hammerbär nach dem Schlage zurückbleibende lebendige Kraft graphisch bestimmt wird. Mit diesem Apparat wurden Studien über Materialbrüchigkeit durchgeführt, die folgendes ergeben haben: 1. die wahre spezifische Schlagarbeit, d. i. genau jene, die zum Bruche des Probestabes notwendig ist, ist stets kleiner als jene, welche gemessen wird, wenn der Bruch durch Fall aus größerer als dieser Minimalhöhe herbeigeführt wird. 2. Bei gleicher Fallarbeit erhält man mit einem Bär größeren Gewichtes (bei entsprechend geringerer Fallhöhe) kleinere spezifische Schlagarbeit als mit einem Fallbären kleineren Gewichtes (bei größerer Fallhöhe). Mit einem scharf eingekerbten Stabe erhält man kleinere Schlagarbeiten als bei Kerbformen anderer Art, insbesondere für sprödes Material.)

H. Ch. Belanger legt den Bericht vor.

Da sich niemand zum Worte meldet, gelangt der Bericht N. Davidenkoffs „Studie über die Theorie eines Apparates für Schlagzerreißproben und über die Versuchsfehler bei Verwendung dieses Apparates" (IV_7) zur Verhandlung.

(Der Bericht zeigt, daß man bei jenen Apparaten, bei denen der Stab gleichzeitig mit zwei durch ihn verbundene Hammerbären herabfällt und das Reißen des Stabes durch plötzliches Aufhalten des oberen Bären erfolgt, die Deformationsarbeit bis zu 50% falsch berechnet, wenn man die Rückprallarbeit des oberen Hammerbären vernachlässigt. Durch Zeichnen der Bewegungskurve des oberen Hammerbären kann der Fehler bestimmt werden. Davidenkoff empfiehlt einen Apparat, bei dem alle unbeweglichen, dem Schlag unterworfenen Massen vermieden werden und der Stab durch zwei Massen zerrissen wird, die sich im entgegensetzten Sinne auseinanderbewegen und durch den zwischen ihnen als Bindeglied befindlichen Probestab aufeinanderwirken. Der Bericht beschreibt einen solchen Apparat. Der Energieverbrauch ergibt sich aus den graphisch festgelegten Fallkurven beider Bären.)

Der Berichterstatter bedauert, daß die Zeichnungen, die zur Erläuterung seines Berichtes notwendig sind, nicht rechtzeitig angekommen sind, und ersucht, die Verhandlung des Berichtes auf morgen zu verschieben.*)

Es wird beschlossen, den Bericht Donnerstag vormittags als ersten vorzunehmen.

Präsident: Als nächsten Bericht haben wir: „Schlackeneinschlüsse" von Dr. W. Rosenhain. (II_2).

(Der Bericht stützt sich auf die zahlreichen Versuche der letzten 3 Jahre. Der Autor gibt eine Übersicht über die Sulfide (besonders Mangansulfid), Silikate und Oxyde. Eine genaue Untersuchung des Ursprunges der Einschlüsse, die Feststellung der Stufe im Stahlerzeugungsprozeß, bei der sie entstehen, ist der erste Schritt zur Beseitigung. In Verbindung damit steht die Löslichkeit und Unlöslichkeit von Eisenoxyd im Eisen oder Stahl. Erwünscht ist schließlich eine Sammlung von Daten hinsichtlich der mechanischen Wirkungen der Einschlüsse.)

*) Siehe Seite 49.

Digitized by Google

H. Dr. W. Rosenhain: Ich will mich nicht mit der zeitraubenden Verlesung meines Berichtes befassen, möchte es aber doch nicht unterlassen, dem Kongreß einige Ergänzungen zur Kenntnis zu bringen. In meinem Bericht habe ich das Mikrogramm der Struktur von geschmolzenem Schwefelmangan gezeigt. Dasselbe zeigt eine deutliche eutektische Struktur zwischen den Kristallen. Das geschmolzene Mangansulfid habe ich selbst hergestellt und hierzu handelsübliches Material (Kahlbaums Probematerial) verwendet. Die Struktur ist jedoch wie ich in meinem Bericht sagte, offensichtlich nicht diejenige eines reinen Metalles und ich unterzog mich der Mühe — es war dies leider vor Drucklegung meiner Arbeit nicht mehr möglich — herauszufinden, um welche Verunreinigung es sich handelte, und fand dabei, daß in dem Mangansulfid von Kahlbaum ungefähr 6% Kalziumsulfid enthalten war, und es ist höchst bemerkenswert, daß das beobachtete Eutektikum jenes von Mangan- und Kalziumsulfid ist, was die gegenseitige Auflösbarkeit dieser beiden Substanzen bei hoher Temperatur beweist.

Ich habe meinen Bericht durch eine Anzahl von Photographien erläutert, die ich vergrößern ließ und die ich mir zirkulieren zu lassen erlaube; vielleicht wird es später auch möglich sein, dieselben irgendwo auszustellen, damit sie im Detail studiert werden können.

Die Wahl eines Namens für diese fremden Bestandteile im Stahl ist eine Frage, die bereits von dem hier anwesenden Herrn Hibbard aufgeworfen wurde. Er hat einen Namen vorgeschlagen, bezüglich dessen ich aus verschiedenen Gründen Bedenken hege. Ich will keineswegs, daß diese Kritik ex cathedra betrachtet werden möge, ich bin aber der Meinung, daß man mit der Prägung neuer Ausdrücke auf dem Gebiete der Metallographie schon etwas zu weit geht und daß, wenn wir mit der Anwendung eines gebräuchlichen englischen Wortes für eine in einem speziellen Sinne gebrauchte Bezeichnung unser Auslangen finden können, dies vorzuziehen wäre. Ich möchte daher vorschlagen, bei dem Wort „Enclosure" (Einschlüsse) zu bleiben. Einschlüsse (Enclosure) sind ein allgemeines Ding. Sie können eine geschlossene Bahn (Horse paddock) oder auch etwas anderes bedeuten, wenn sie aber auf Stahl angewendet werden, meine ich, daß wir sie nur in dem Sinne von Fremdkörpern verstehen, d. h. also als Einschlüsse verschiedener Materialien, die man im Stahl vorfindet und die nicht normale Bestandteile des überhaupt noch erhältlichen reinsten Stahles darstellen.

Der Präsident: Da der nächste Bericht „Die festen nichtmetallischen Verunreinigungen im Stahl (Sonims) (II_{10}) von

Digitized by Google

D. Hibbard derselben Frage wie der Rosenhains gewidmet ist, empfiehlt es sich, diesen anschließend vorzunehmen und die Diskussion über beide gleichzeitig abzuführen.

H. D. Hibbard legt den Bericht vor.

(In demselben schlägt Hibbard den Ausdruck „Sonim" als Bezeichnung aller bisher verschiedenartig bezeichneten Einschlüsse (Oxyde, okkludierte Schlacke, mitgerissene Schlacke, Silikate etc.) vor. Das Entstehen, die Wirkung und die Entfernung der „Sonims" wird besprochen und besonders Fälle großer Schädlichkeit der Silikate bei der Stahlerzeugung gezeigt.)

Der Präsident stellt beide Berichte (Rosenhains und Hibbards) zur Diskussion.

Es liegen folgende schriftliche Diskussionsbeiträge zum Bericht Rosenhains von H. M. Howe und D. Hibbard vor.

H. Prof. H. M. Howe:

Dr. Stead, dessen Zweifel an der Fähigkeit der Schlackeneinschlüsse, Ferrit abzuscheiden, ich teile, hat, wie er mir mitteilt, gefunden, daß die Einschlüsse, wenn sie auch im allgemeinen, sobald der Phosphor ungleichmäßig verteilt ist, innerhalb des Ferrits vorkommen, doch auch regellos im Ferrit und Perlit auftreten, wenn der Phosphor durch Diffusion gleichmäßig verteilt ist. Diese wichtige Beobachtung scheint mir ein Anhaltspunkt zu sein. Um die Angelegenheit weiter zu verfolgen, müssen wir gewisse grundlegende Punkte betrachten, die ich im nachfolgenden unter 1. bis 6. angebe.

1. Die Erstarrung beginnt mit der Ausscheidung von Dendriten von verhältnismäßig reinem Eisen mit niedrigerem Kohlenstoff- und Phosphorgehalt als das Muttermetall des Ganzen. In dem Maße, wie die Erstarrung fortschreitet, wird der Phosphor und Kohlenstoff in den Ausfüllungen zwischen diesen Dendriten angereichert. In dem erstarrten Metall verläuft die Diffusion des Kohlenstoffes rasch, die des Phosphors jedoch, wie Dr. Stead gezeigt hat, äußerst langsam. Die anfänglichen Dendriten sind daher von phosphorreicher Füllmasse umgeben. Das Vorhandensein dieser phosphorreichen Ausfüllungen gibt Veranlassung zu der Entstehung von Ferritumlagerungen um die Schlackeneinschlüsse.

2. Während der Erstarrung werden die Schlackeneinschlüsse zusammen mit dem Phosphor und Kohlenstoff in den zuletzt erstarrenden Teilen, also in den phosphorreichen Ausfüllungen, angereichert, und da die Schlackeneinschlüsse nicht überall hin diffundieren, verbleiben sie an diesen phosphorreichen Stellen.

Digitized by Google

Die weiteren Metallmassen pflegen sich bei fortschreitender Erstarrung an den bereits festgewordenen Teilen anzusetzen und verdrängen infolge ihrer Oberflächenspannung die Schlackeneinschlüsse in das noch flüssige Muttermetall, in ähnlicher Weise, wie die nacheinander abgeschiedenen kristallinischen Teilchen eines jeden in einer wässerigen Lösung wachsenden Kristalls den Fremdkörper fortschieben, indem sie sich in Berührung mit dem bereits festen Kristall selbst umwickeln und den Fremdkörper in die Mutterlauge verdrängen, einfach weil die Kohäsion zwischen den entstandenen kristallinischen Teilchen bei ihrer Erstarrung und dem bereits festen Kristall größer ist als die Adhäsion zwischen dem Fremdkörper und dem festen Kristall. Dieser Prozeß geht bis zum Schluß vonstatten, so daß sich die letzten Teilchen des erstarrenden Metalles in Berührung mit der vorher erstarrten Masse gegenseitig einhüllen und die Schlackeneinschlüsse aus jener Masse verdrängen. Die Schlackeneinschlüsse nehmen daher die mittlere Lage zwischen den dendritischen Achsen, dem Mittelpunkt der Füllmasse, ein und sind von den zuletzt erstarrten und daher phosphorreichsten Schichten des Metalles begrenzt.

3. Da der Phosphor die Temperatur Ar_3, d. i. die obere Grenze der Umwandlungszone, bei der die Abscheidung von Ferrit aus dem Austenit bei der Abkühlung der Masse durch die Umwandlungszone beginnt, erhöht, so wird die Abscheidung von Ferrit in dem phosphorreichen Metall beginnen, in den in unmittelbarer Berührung mit den Schlackeneinschlüssen befindlichen Schichten des Metalles also früher als an anderen Stellen. Wenn, wie es gewöhnlich der Fall ist, schwache Unterkühlung eintritt, und der Ferrit sich abzuscheiden beginnt, sobald die Temperatur etwas tiefer gefallen ist, als den phosphorreichen Stellen entspricht, dann nimmt, obgleich sich an diesen Schichten viel Ferrit abscheidet, dennoch in diesem Augenblick und bei dieser Temperatur, sobald wir uns von irgendeiner dieser Inseln entfernen, die Menge des sich abscheidenden Ferrits schnell ab und kann gleich Null werden, sobald wir eine Stelle erreichen, an welcher wegen niederen Phosphorgehaltes keine Ferritabscheidung eintritt. Auf diese Weise entsteht bei Beginn der Ferritabscheidung eine Ferritanreicherung um die Schlackeninseln, und da dieser Ferrit angehäuft ist, sollte er hier bereits zu einer zusammenhängenden Masse koagulieren.

In diesem Augenblick ist die wirklich abgeschiedene Ferritmenge im Innern der Berührungsschichten meist sehr reichlich; sie wird geringer in dem Masse, wie wir uns von jeder Schlackeninsel weg nach den

Digitized by Google

dendritischen Achsen zuwenden. Bei dieser Verteilung des abgeschiedenen Ferrits würde ihn natürlich sein wohlbekanntes Streben zu koagulieren dazu führen, sich nach den Stellen hin zusammenzuziehen, wo er anfänglich am dichtesten ist; die Teilchen in den spärlich besetzten Stellen ziehen sich natürlich nach den dichtesten Stellen hin zusammen. Auf diese Weise entsteht in unmittelbarer Berührung mit jeder Schlackeninsel ein Riff oder ein Wall von Ferrit.

4. So läßt sich ein auf diese Weise gebildeter zusammenhängender Ring von Ferrit um eine Schlackeninsel, sein Verweilen in dieser Lage und sein Wachsen erklären.

Obgleich es wahr ist, daß jedes Austenitkorn den Ferrit, den er bei der Abkühlung durch die Umwandlungszone abscheidet, nach der Außenseite hindrängt, so ist dieses Vermögen doch begrenzt. Es ist eine bekannte Tatsache, daß größere Mengen dieses Ferrits die Austenitkorngrenzen nicht erreichen, sondern in den Spaltflächen des Austenits verbleiben, wodurch die Wittmanstättenschen Figuren entstehen. Sie bieten auf diese Weise den Anstrengungen des Austenitkornes, sie völlig abzustoßen, Trotz. Dies deutet darauf hin, daß die entstandenen feinen Teilchen des Ferrits bereitwillig vom Austenit abgestoßen werden; in dem Maße aber, wie sie an Größe zunehmen, beharren sie auf ihrem Platz und widersetzen sich dem Bestreben der Abstoßung. Ein in einer wässerigen Lösung wachsender Kristall kann wohl fein suspendierte feste Fremdkörper verschieben und verdrängen, kann aber nicht einen Kiesel verdrängen, der an einem Faden in den Raum eingehängt ist, in welchem sich der Kristall bildet. Der Kiesel kann daher im Kristall eingebettet bleiben; hätte man ihn zu einem unfühlbaren Pulver zerrieben und suspendiert, so würde das Pulver ast völlig abgestoßen worden sein. So verstehe ich Hauptmann Belaiews einleuchtende Erklärung des Spaltflächenvorkommens von Ferrit, das die plötzliche Abscheidung von Ferrit beim Aufhören der Unterkühlung darstellt. Diese plötzliche und reichliche Abscheidung verursacht eine derartige Dichtigkeit, daß sie den Ferrit auf seinem Wege nach den Austenitgrenzen zwingt, sich zu Massen koagulieren, welche bald groß genug sind, um dem Bestreben der Abstoßung zu widerstehen; sie bleiben an der Stelle, an der sie die Abstoßungskraft bei ihren Bemühungen, sie vollständig zu vertreiben, zufällig angereichert hat.

In ähnlicher Weise könnte die Ferritanhäufung um die Schlackeninseln sie befähigen, jede Anstrengung des Austenits, sie zu verdrängen, zu widerstehen; dieser Massenwiderstand, den sie leisten, wird natürlich

Digitized by Google

erhöht durch ihr Sicheinschließen um die Inseln zu einem Sphäroid, deren Oberflächenspannung jeder Bemühung, sie nach der Insel zu treiben, widersteht, wobei die Masse der Inseln noch den Massenwiderstand des Ferrits erhöht. In der Tat könnte jene Insel mit anderen festen dendritischen Inseln außerhalb der Ebene des Schliffes, in der wir sie sehen, in irgendeinem Zusammenhang stehen, und dadurch an Ort und Stelle festgelegt sein.

Sind einmal die Ferritmassen, die auf diese Weise die Schlackeninseln umgeben, groß genug geworden, um den Bemühungen des Austenits, sie zu vertreiben, zu widerstehen, so können sie noch durch Aufsaugung der von ihrer Geburtstelle nach der Außenseite des Austenitkornes hin wandernden Ferritteilchen wachsen. Ähnlich können sich die Ferritmassen in den Austenitspaltflächen bei der Entstehung von Wittmannstättenschen Figuren verhalten. Ist eine Masse in einer Spaltfläche einmal groß genug, um der Verdrängung zu widerstehen, so könnte sie noch infolge Adhäsion der wandernden Teile wachsen.

5. Eine weitere Ursache liegt in der gleichen Richtung. Da der Phosphor die Menge des sich bildenden Ferrits vermehrt oder mit anderen Worten, den eutektoidischen Punkt nach rechts verschiebt, wie ich in einem Anhang auseinandersetzen werde, so wird die Menge des sich bildenden Ferrits in den Uferstellen dicht um die Schlackeninseln am größten, an den Stellen, die am weitesten von diesen Inseln entfernt liegen, am geringsten. So nimmt die Ferritanhäufung um diese Inseln weiter zu.

Mit einem Wort, der Grund, warum die Schlackeninseln von Ferrit umgeben sind, ist nicht der, daß die Schlacke den Ferrit abscheidet, sondern der, daß der Erstarrungsvorgang den Phosphor um die Schlackeninseln anreichert, und da der Phosphor sowohl die Temperatur, bei der die Ferritabscheidung bei der Abkühlung beginnt, erhöht, als auch die Menge des sich bildenden Ferrits vermehrt, so wird der Ferrit zuerst dicht um diese Insel in Massen abgeschieden, welche sich so schnell zusammenschließen, daß sie dem Bestreben des Austenits, sie an die äußeren Korngrenzen zu treiben, erfolgreich widerstehen.

So rührt die Anhäufung des Ferrits um die Schlackeninseln nicht von der Anziehung dieser Inseln her, sondern einfach von der Tatsache, daß die Erstarrung den Phosphor um diese Inseln angehäuft hat, und daß der so angereicherte Phosphor die Schichten um diese Inseln zu Stellen frühester und reichlicher Ferritabscheidung macht. Dieser Vorteil in bezug auf Priorität und Menge, den der örtliche Ferrit hat, befähigt ihn, den übriggebliebenen Mutteraustenit fortzutreiben mit der

Digitized by Google

Folge, daß der Perlit, in welchen sich jener Austenit endlich auflöst, an Stellen gefunden wird, die von den Schlackeninseln entfernt liegen.

6. Wenn diese Theorie über das Vorkommen der Schlackeninseln innerhalb des Ferrits der Wirklichkeit entspricht, dann darf, sobald die Phosphoranreicherung in den Uferschichten beseitigt, und der Phosphor durch Diffusion gleichmäßig über den Austenit verteilt wird, was zwar nur ganz allmählich erfolgt, aber durchaus möglich ist, keine Ferritanreicherung um die Schlackeninseln mehr vorhanden sein, und statt dessen sollten die Schlackeninseln gleichmäßig verteilt sein und sowohl im Perlit als auch im Ferrit vorkommen. Dr. Stead findet, daß dies der Fall ist. Eine seiner Mikrophotographien zeigt, daß die Schlacke, wenn sie auch in dem Metall, in dem der Phosphor nicht gleichmäßig diffundiert war, immer innerhalb des Ferrits vorkommt, so tritt sie dennoch in demselben Metall nach gleichmäßiger Verteilung des Phosphors infolge äußerst langsamer Abkühlung gleichmäßig verteilt auf und kommt bisweilen im Ferrit, bisweilen im Perlit vor.*)

Diese Mikrophotographien sprechen sehr scharf gegen die Theorie, daß die Schlacken Ferrit abscheiden; denn wenn jene Theorie richtig wäre, dann sollte jede Schlackeninsel nach gleichmäßiger Verteilung des Phosphors infolge Diffusion von einem Ferritwall umgeben sein, da bei der Abkühlung durch die Umwandlungszone Ferrit durch den Austenit hindurch sowohl in die Nachbarschaft der Schlackeninseln als auch an andere Stellen gedrängt wird; und wenn diese Inseln bereits eine Anziehungskraft auf den Ferrit oder auf die Bestimmung seiner örtlichen Ausscheidung ausübten, dann sollte jede Insel wenigstens von einem schmalen Ring von Ferrit umgeben sein, den sie abgeschieden oder angezogen hätte. Dr. Steads Mikrophotographie zeigt aber, daß der gewöhnliche lamellare Perlit ungetrennt in unmittelbarer Berührung mit den in ihm befindlichen Schlackeninseln auftritt.

Für viele meiner Äußerungen und nicht wenige Urteile bin ich Dr. Stead verpflichtet. Wieweit wir in bezug auf die Erklärung der Erscheinung übereinstimmen, weiß ich nicht; aber ich hätte meine Erklärung nicht ohne das Licht aufbauen können, welches er durch seine Veröffentlichungen und seine persönlichen Briefe auf den Gegenstand geworfen hat.

7. Wenden wir uns zu einem anderen Punkt. Das Wiederauftreten älterer Netzwerke bei der Wiedererhitzung des Stahles scheint ein Mangel

*) Persönliche Mitteilung 1912.

Digitized by Google

des Prozesses der Kornverfeinerung zu sein, d. i. die Aufteilung und Auflösung des Ferritnetzwerkes durch langes und hinreichend hohes Erhitzen oberhalb der Umwandlungszone, um die Diffusion zu ermöglichen. Die Tatsache, daß der Kornverfeinerungsprozeß mit industrieller Regelmäßigkeit ausgeführt wird, scheint auf den ersten Blick dem Bestehen eines groben Netzwerkes oder seinem Wiedererscheinen, wie Dr. Rosenhain meint, zu widersprechen, denn sein Wiederauftreten bedingt, daß noch etwas davon vorhanden gewesen sein muß. Ist nicht die Erklärung gerade die, daß die Stähle, die wirklich industriell verfeinert werden, reine Stähle mit wenig Phosphor und Schlacke sind, um der Kornverfeinerung nicht zu schaden, während die Stähle, in denen sich das grobe Netzwerk nicht auflöst oder wieder erscheint, unreine Stähle sind, bei denen die ungleichmäßige Verteilung des Phosphors während der Erstarrung durch Diffusion nicht beseitigt wird, mit dem Ergebnis, daß gerade an den Stellen, an denen ein Überschuß von Phosphor einst zu einem Überschuß von Ferrit geführt hat, z. B. an den „Ghosts" und ähnlichen Erscheinungen, derselbe Überschuß wieder jenen Ferritüberschuß hervorruft, und zwar unbestimmterweise ebensolange, wie der Phosphor dort angereichert bleibt? In anderen Fällen kann die Gegenwart eines großen Überschusses von Schlackeneinschlüssen mechanisch wirken, um die Diffusion zu verhindern. Diese Schlacke kann, wie in Zieglers Stählen, während der Erstarrung in Form von großen Wällen, welche beständig sind und die Diffusion verhindern, wieder abgeschieden werden.

Viele von Zieglers Schlußfolgerungen scheinen mir irrig. Ich habe sie an anderer Stelle ausführlich erörtert.*)

H. Prof. Howe hat seinen Bemerkungen nachfolgenden Anhang beigefügt.

Verschiebung des eutektoidischen Punktes nach rechts durch den Phospor.

Es geht dies aus seinem Bestreben, die Ferritflächen zu vergrößern, hervor. Jener Ferrit stellt soviel Eisen dar, wie über und oberhalb des eutektoidischen Verhältnisses von Eisen zu Kohlenstoff vorhanden ist. In phosphorfreiem Eisen ist dieses Verhältnis etwa 110:1; denn das ist das Verhältnis zwischen 99·1% Eisen und 0·90% Kohlenstoff, den der Perlit erhält. Wenn wir bei der Untersuchung von Stählen mit einem

*) Lebensgeschichte von Netzwerk und Ferritkörnern. Proc. Amer. Soc. for Testing Materials, 11, S. 375 u. f.

Digitized by Google

gegebenen hohen Phosphorgehalt finden sollten, daß ein Stahl mit 2% Kohlenstoff genau eutektoidisch ist, müssen wir folgern, 1. daß das eutektoidische Verhältnis 98 : 2 oder 49 : 1 ist, 2. daß ein Stahl mit gleichem Phosphorgehalt, aber mit nur 0·40% Kohlenstoff statt 56% voreutektoidishen Ferrits, wie ihn ein phosphorfreier Stahl mit 0·40% Kohlenstoff enthalten würde, in Wirklichkeit eine viel größere Menge enthält. Denn mit den 0·40% Kohlenstoff würden $0{\cdot}40 \times 19{\cdot}6 = 19{\cdot}6\%$ Eisen zu Perlit verbunden sein, der Rest der 99% Eisen, also $99 - 19{\cdot}6 = 79{\cdot}4\ \%$, muß notwendigerweise als voreutektoidischer Ferrit zugegen sein. Wenn umgekehrt die Ferritmenge in phosphorhaltigem Stahl größer ist als bei gleichem Kohlenstoffgehalt in phosphorfreien Stählen, so sagen wir, daß der Phosphor den eutektoidischen Punkt nach rechts verschoben hat.

Scheidet der Austenit Ferrit ab und treibt er ihn an die Korngrenzen oder diffundiert der Kohlenstoff aus den Korngrenzen heraus?

Der Durchgang durch die Umwandlungszone ist in übereutektoidischen Stählen von einer fortschreitenden Abnahme der Löslichkeit des Cementites in Austenit, in untereutektoidischen Stählen von einer fortschreitenden Abnahme der Löslichkeit des Eisens im Austenit begleitet. Daher ist die fortschreitende Bildung von Ferrit beim Durchgang durch jene Zone streng genommen eine Ausscheidung von überschüssigem Ferrit aus der vorhandenen Lösung, genau wie die Ausscheidung von Salz aus einer wässerigen Lösung bei der Abkühlung. In beiden Fällen gewinnt man ein klareres inneres Bild, wenn man diese Abscheidung als die Austreibung des abgeschiedenen durch die Mutterlauge ansieht. Tatsache ist, daß die Mutterlauge, wenn sie einen Kristall auf einem Streifen Blei abscheidet, nicht länger den Raum einnimmt, den jener Kristall ausfüllt. Sie hat sich daher gewissermaßen aus jenem Raum zurückgezogen. Aber das Bild wird klarer, wenn wir es von der Gegenseite aus betrachten, daß die Mutterlauge den Kristall abgeschieden hat, und daß der Kristall in jenen Raum durch die vereinten Anstrengungen der Teilchen, die ihn zusammensetzen, und der Mutterlauge, die ihn gebar, gelangt ist, geradeso, wie es bei einem Ei, das eine Henne mit sich trägt und später legt, besser ist, entweder zu sagen, daß das Ei verborgen liegt und dann gelegt wird, oder daß die Henne das Ei verbirgt und dann legt, als zu sagen, daß die Henne von dem Ei oder dem Raum, den das Ei einnimmt, getrennt wird.

Digitized by Google

Wenn sich aber die Erstarrung einer wässerigen Lösung ihrem Ende nähert und nur noch sehr wenig Mutterlauge übrig geblieben ist, wird das Verhältnis zwischen Masse und Struktur umgekehrt, und es ist dann besser zu sagen, daß der letzte Überrest der Mutterlauge den wachsenden Kristallen weicht.

Vermutlich verläuft die Umwandlung eines kohlenstoffarmen Stahles ähnlich. Wenn die Umwandlung vollendet ist, finden wir den Perlit, der an Stelle des Austenits getreten ist, der nach der Abscheidung des ganzen voreutektoidischen Ferrits übrig geblieben ist, oft nicht als einen Zentralkern, der von Ferrit umgeben ist, den der Austenit abgesondert hat, wie bei einem Stahl mit etwa 0·40 % Kohlenstoff, sondern an der Außenseite großer Ferritkörner als Bindeglied zwischen diesen Körnern. Dieser Aufbau ist aus bereits bekannten Mikrophotographien ersichtlich, z. B. aus Abb. 77 von Heyns mikroskopischen Untersuchungen.*)

Diese Lage kann durch das Übergewicht der erheblich größeren Ferritmasse gegenüber dem übrig gebliebenen Austenit, aus dem sie entstanden ist, hervorgerufen werden, so daß es nun die großen Ferritkörner sind, welche infolge ihrer Oberflächenspannung den wenigen zurückgebliebenen Austenit an ihre Oberfläche verdrängen. So lange der Austenit die herrschende Masse war, verdrängte er den Ferrit, sobald er ihn abgeschieden hatte; wenn sich aber das Blatt gewendet hat und der Ferrit den Austenit erheblich überwiegt, dann ist es der Ferrit, welcher verdrängt.

Gegen diese Ansicht läßt sich einwenden, daß der übrig gebliebene Austenit niemals zu solchen ultramikroskopisch kleinen Teilchen reduziert wird, die leicht verdrängt werden können, sondern in Form einer unvergleichlich schwerer zu vertreibenden Masse verbleibt, während die Ferritverdrängung durch den Austenit Schritt für Schritt Platz greift, und jedes Ferritteilchen verdrängt wird, sobald es entstanden ist. Eine mehr einleuchtende Ansicht ist daher die, daß diese Lage des Austenits zwischen großen Ferritkörnern, anstatt in ihrer Mitte, das Wachsen von individuellen Ferritkörnern infolge Wanderung oder infolge des elektrolytischen Prozesses von Ewing und Rosenhain in der abgeänderten Form, in der sie Dr. Rosenhain meines Wissens jetzt aufrecht erhält, darstellt. Nach dieser Auffassung befinden sich

*) Mikroskopische Untersuchungen von Eisenlegierungen. Verhandlungen des Vereines zur Beförderung des Gewerbefleißes 1904, S. 355, Tafel IX.

Digitized by Google

die Korngrenzen zwischen benachbarten Ferritkörnern in einem Zustand der Wanderung und des Kornwachstums, d. h. die Zunahme der durchschnittlichen Korngröße entsteht durch die Elimination eines Kornes nach einem anderen.

Dadurch wird die Zahl der vorhandenen Körner vermindert. Solche Elimination eines Kornes tritt immer auf, wenn eine wandernde Grenze auf einer Seite jenes Kornes die gegenüberliegende Grenze auf seiner Wanderung erreicht, trifft oder einholt. Eine Eigentümlichkeit der Wanderung dieser Korngrenzen würde natürlich sein, daß sich eine Grenze, sobald sie auf ihrem Wege zwischen benachbarten Ferritkörnern den zurückgebliebenen Austenitkern oder den Perlitkern, in den der zurückgebliebene Austenit übergegangen ist, erreicht, an jenem Kern entlang drängt oder schiebt, mit dem Ergebnis, daß jener Kern nicht in der Mitte eines Ferritkornes, sondern an einer Grenze zwischen den Körnern gefunden wird.

H. Henry D. Hibbard: Dr. Rosenhains Kritik des abgekürzten Namens „Sonim" würde mehr Gewicht haben, wenn er einen besseren vorschlagen könnte. Zweifellos brachte er viel Anregendes auf diesem Gebiete, aber sein Festhalten an der Bezeichung „Schlackeneinschlüsse" kann den Zustand kaum bessern, weil die Sonims keine Schlacken sind und niemals gewesen sind, und weil einige von ihnen, die Sulfide, niemals welche sein können. Das Wort „Einschlüsse" kann für sich allein sowohl eine Stelle bedeuten, die etwas einschließt, als auch eine Stelle innerhalb einer Einschließung Kein Wörterbuch würde einen Laien darüber belehren, daß das Wort eine feste nichtmetallische Verunreinigung im Stahl bedeutet. Der Vorteil, ein kurzes Wort zur Bezeichung des Gegenstandes zu haben, kann die der Philologie angetane Verschandelung aufwiegen. Das Wort „fest" in der beschreibenden Phrase dient zur Unterscheidung der Sonims von gasförmigen Verunreinigungen, denn es ist vielleicht richtig, sie in ihren Bildungszuständen zu untersuchen, selbst wenn sie sich dann in einem flüssigen Zustand befinden. Im fertigen Stahl sind keine flüssigen Bestandteile vorhanden.

Die Frage, ob Eisensulfid ein Sonim ist oder nicht, ist eine billige Frage, aber die Antwort hängt davon ab, ob es metallisch oder nichtmetallisch ist. Es kann bisweilen vielleicht beides sein. Wenn es im Metall gelöst ist, ist es metallisch, wenn es sich absondert und eine selbstständige Masse gebildet hat, so ist es ein Sonim. Das gleiche gilt von den anderen Sonims. Alle Verunreinigungen, die wirklich gelöst sind,

Digitized by Google

sind keine Sonims. Alles in allem muß man sagen, daß Sonims als Klasse nach ihrem physikalischen Zustand und nicht nach ihrer chemischen Zusammensetzung daraufhin zu unterscheiden sind, ob sie nichtmetallisch sind oder nicht.

Was die Frage der Löslichkeit der Sonims oder einiger von ihnen im geschmolzenen Stahl anbetrifft, so zeigten die Watertownblöcke das Gegenteil. Die äußere Stahlschicht, die den Boden des Blockes bildete und schnell abkühlte, wies viel mehr Sonims auf als der Stahl oberhalb dieser Stelle, wo er länger flüssig geblieben war. Die geringere Zahl rührt offenbar von dem Auftrieb eines großen Teiles der Sonims her. Dies beweist natürlich nicht, daß sich die Sonims in dem sich abkühlenden geschmolzenen Metall nicht fortwährend durch Abscheidung aus den gelösten Bestandteilen gebildet hätten, es deutet aber, vielleicht sehr scharf darauf hin, daß es nicht der Fall gewesen war.

Die Wirkungen der Sonims hängen sowohl von ihrer Menge als auch von der Art ihrer Verteilung ab. Die Wirkung, die von ihrer Menge abhängt, ist bei gleichmäßiger Verteilung in irgend einer Weise dieser Menge proportional. Die Wirkung der Art ihrer Verteilung kann sehr verschieden sein; sie kann schwanken von praktisch 0, wie in gewöhnlichen Konstruktionsstählen, bis 100%, wenn der Stahl rotbrüchig ist, und wenn er warm den gleichen Mangel an Dehnung aufweist, wie wenn er gänzlich aus Sonims oder aus Schlacke bestünde.

H. E. H. Saniter: Die Frage der Schlackeneinschlüsse ist eine sehr wichtige, wir sollten uns aber immer die Größe der Einschlüsse vor Augen halten, der in erster Linie für die Beurteilung der Wichtigkeit maßgebend ist, und wenn wir stark vergrößerte Photographien sehen, auf denen ein kleines Fleckchen vielleicht einen Fuß lang wird, müssen wir nicht erschrecken, sondern eben die Vergrößerung berücksichtigen.

Die Frage der Zusammensetzung dieser Schlackeneinschlüsse verdient und erfordert zweifellos weitere Untersuchungen, insbesondere solche, die geeignet sind, auf eine Methode zur Hintanhaltung der Einschlüsse hinzuweisen.

Ich betrachtete eine Anzahl Analysen von Einschlüssen, die sich im mittleren Teil von Ingots vorfanden. Ich fand nun, daß diese Einschlüsse praktisch durchwegs aus Schwefel und Oxydationsprodukten bestanden. Wenn Sie Einschlüsse von Wildstahl- (Rohstahl-) Ingots betrachten, also von einem aufwallenden, gashältigen Material, werden Sie finden, daß dieselben hauptsächlich aus Eisenoxyd mit ein wenig Manganoxyd und Schwefel bestehen, weil der Stahl nur wenig Mangan

Digitized by Google

und wenig Schwefel und Silizium enthält. Bei Stahl mit großem Silizium und Mangangehalt werden Sie, und zwar insbesondere an jener Stelle, wo er dunkel (dead) ist, finden, daß die Einschlüsse im mittleren Teil des Ingots aus Mangan- und Eisensilikaten bestehen und auch Schwefel und wahrscheinlich auch Mangan enthalten, wobei ich nicht behaupten möchte, daß es sich um Eisensulfid handelt. Wenn zur Beruhigung (kill) des Stahles Aluminium verwendet wurde, werden Sie beträchtliche Mengen von Tonerde auch in den zentralen Einschlüssen vorfinden.

Von Interesse war mir die ergänzende Aufklärung, die uns Dr. Rosenhain mit Bezug auf die Eutektik von Kalzium- und Mangansulfid lieferte. Die Frage der Entschwefelung hat mich jederzeit lebhaft interessiert und es scheint mir, daß die Entdeckung des Dr. Rosenhain vollständige Klarheit über die Theorie der Entschwefelung mit Fluoriden und Chloriden beim basischen Prozeß bringen wird.

Wenn Dr. Rosenhain die Zeit finden könnte — die Tüchtigkeit dazu besitzt er gewiß — zu untersuchen, was geschieht, wenn ein Überfluß von Kalziumsulfid in der Mischung ist und auch den weiteren Fall betrachtet, wenn Kalzium-Mangansulfid und ätzender Kalk zusammen vorkommen, so würde dies einen sehr wertvollen Beitrag zur Theorie der Entschwefelung beim basischen Prozeß bieten.

H. Prof. J. W. Richards: Die heutige Diskussion zeigt am besten, welchen wichtigen Faktor die Schlackeneinschlüsse bei der Erzeugung eines guten Stahlmateriales darstellen.

Es gibt drei Arten von Einschlüssen, die eigentlichen Schlackeneinschlüsse, die Oxydationsprodukte der Desoxydationsmittel und die Schwefelmetalle. Ich möchte etwas weiter als Prof. Heyn gehen und sagen, je feiner die Unterteilung der nichtmetallischen Unreinigkeiten ist, desto verderblicher sind diese den Eigenschaften des Stahles. Aus diesem Grunde also erzeugen die Metalle, welche als Desoxydationsmittel Verwendung finden und sich im Stahlbad verteilen, verteilte und zurückgehaltene Oxyde, die geeignet sind, sehr verderbliche Wirkungen auf die Qualität des Stahles auszuüben.

Ich möchte nur noch einige Worte darüber hinzufügen, wie vom Standpunkte des Metallurgen diesen Schwierigkeiten am ehesten begegnet werden könnte.

Die Frage der Vermeidung von Schlackeneinschlüssen ist meiner Meinung nach hauptsächlich eine Frage des Abstehens des flüssigen Stahles. Wenn Sie die Analogie von Öl und Wasser betrachten, so werden

Digitized by Google

Sie erst dann eine Trennung erreichen, bis Sie die Mischung in Ruhe lassen und der Schwere die Möglichkeit geben, die Trennung herbeizuführen. Nun lassen wir Stahl und andere Metalle praktisch auf drei verschiedene Arten abstehen: man kann dies erstens im Konverter oder in der Gießpfanne tun, und es ist eine altbekannte Regel, das Metall vor dem Guß so lang wie möglich abstehen zu lassen. Es ist dies aber nur eine unvollständige Lösung des Problems. Der zweite Weg besteht darin, den Stahl in einen Tiegel zu bringen, ihn dort geschmolzen zu erhalten und auf diese Weise „abzutöten" (dead melt). Für große Stahlmengen kommt dieser Vorgang natürlich gar nicht in Frage. Die dritte Lösung, die sich jetzt in der Praxis einzubürgern beginnt, besteht darin, daß man den Stahl in einem elektrischen Ofen geschmolzen erhält und auf diese Weise „Abtöten" erreicht. Die Kosten hierfür bewegen sich zwischen fünfundzwanzig und fünfzig Cents pro Tonne bei Erhaltung des Stahles im geschmolzenen Zustande während der Dauer einer halben bis zu einer Stunde. Der Stahl selbst ist wie eine Emulsion, wie trübes Wasser, das sich setzen muß und, soweit meine Erfahrungen reichen, ist die Schwere das einzige praktische Mittel, um die Trennung zu bewirken.

Ich glaube, es ist nicht zuviel gewagt, wenn ich sage, daß in naher Zukunft jeder gute Qualitätsstahl eine halbe bis eine Stunde im elektrischen Ofen wird gehalten werden, um die Trennung von den nichtmetallischen Unreinigkeiten zu ermöglichen und derart den Stahl durch Entfernung der meist nichtmetallischen Einschlüsse zu verbessern, welch letztere mit so betrübender Klarheit aus den schönen Photographien, die soeben zirkulierten, ersichtlich sind.

H. Prof. E. Heyn weist vor allem auf eine ältere, jedoch in Vergessenheit geratene Arbeit hin, die die Frage der Zusammensetzung der nichtmetallischen Einschlüsse in ziemlich weitgehender Weise geklärt hat. Die Arbeit ist von Rufhfus 1897 in „Stahl und Eisen" erschienen; sie kommt zu ähnlichen Schlüssen in bezug auf Zusammensetzung wie Hibbard.

Es ist noch eine Frage, sagt Prof. Heyn weiter, von Dr. Rosenhain angeschnitten worden, nämlich die Löslichkeit der oxydischen Verbindungen im flüssigen Eisen. Es fragt sich, ob diese Verbindungen, die wir als gefährliche Einschlüsse fürchten, im flüssigen Metall löslich sind, oder ob sie in flüssiger oder in fester Form ausgeschieden werden, im ersteren Falle vielleicht in Form von ganz kleinen Tröpfchen, so daß man sich den Zustand des flüssigen Stahles vorstellen müßte wie

Digitized by Google

eine Emulsion von Öl und Wasser, bei der ganz feine Tropfen des Öles aufgeschwemmt sind und die Trennung langsam vor sich geht. Wenn man die Emulsion von Öl und Wasser mit etwas Seife versetzt, trennen sich die beiden Stoffe tagelang nicht, während sonst nach Aufhören des Schüttelns die Emulsion sich rasch in ihre Bestandteile trennt. Ähnliche Verhältnisse könnten bei Stahl eintreten. Es ist wichtig, die Frage zu entscheiden, ob tatsächlich Lösung stattfindet, oder ob eine derartige Emulsion zweier Flüssigkeiten im flüssigen Stahl auftreten kann.

Ich möchte mich jedoch dagegen wenden, daß die Größe eines solchen Einschlusses als Maßstab für seine Gefährlichkeit dienen sollte. Es gibt Einschlüsse im Stahl, die so klein sind, daß man sie nicht einmal mit dem Mikroskop, sondern erst auf Umwegen nachweisen kann; und trotzdem sind sie von außerordentlich unangenehmer Wirkung. Ich hatte vor einiger Zeit Gelegenheit, Einschlüsse eines hochkalkhaltigen Körpers zu beobachten. Diese Einschlüsse zogen sich über einen großen Teil eines kleinen Schmiedestückes wie eine Haut hin und führten dann bei weiterem Schmieden des Stückes dazu, daß in der Fläche, wo die Einschlüsse sich befanden, das Material sich einfach trennte. Ein Querschliff ließ nichts erkennen. Die Dicke dieser Haut war so minimal, daß unter Mikroskop bei stärkster Vergrößerung auf der Bruchfläche nur ein Schimmer zu sehen war. Sie genügte aber noch, da die Ausdehnung der von ihr bedeckten Fläche sehr groß war, um wenigstens die qualitative Analyse vorzunehmen, die auf Kalk und geringe Mengen Kieselsäure hindeutete. Es gibt auch andere Beispiele, die beweisen, daß die Größe der Einschlüsse kein Maßstab für ihre Gefährlichkeit ist. So können Einschlüsse von Aluminiumoxyd im Flußeisen trotz außerordentlicher Kleinheit das Material vollständig rotbrüchig machen, so daß es sich beim Walzen spaltet und die eine Hälfte sich um die Unter-, die andere um die Oberwalze wickelt.

Präsident Hunt: Nach meiner Meinung sind diese Artikel und die geführte Diskussion von sehr großem Wert. Sie werden ja selbst wahrgenommen haben, welche große Bedeutung hierzulande in den letzten Jahren und insbesondere in den letzten zwei Jahren der Frage der gesunden und ungesunden Schienen zugemessen wurde. Bekanntlich hat die Größe des gewonnenen Bildes manchmal zu unnötigen Befürchtungen Anlaß gegeben. Es ist darum gut, sich immer vor Augen zu halten, wie oft dieses Bild vergrößert wurde, ehe man es Ihnen zur Vorlage brachte, damit sie in der Lage sind, sich danach eine Meinung zu bilden. Wir hatten aber, abgesehen hiervon, so viele aus der Praxis

Digitized by Google

stammende Beispiele für die verderbliche und bösartige Wirkung von eingeschlossenen Unreinigkeiten, daß jede Diskussion, die zu deren Entfernung und Verhütung führt, von größter Bedeutung ist.

Es hat eines unserer größten Werke mit im elektrischen Ofen ruhiggeschmolzenem Schienenstahl einen Versuch gemacht und auf diese Weise, wenn ich nicht irre, etwa 5000 Tonnen fertiger Schienen erzeugt. Diese Schienen befanden sich in unserem Lande während des vergangenen sehr strengen Winters im Betrieb, und es hat sich, soweit mir bekannt ist, bei diesen elektrischen Ofenschienen nicht ein einziger Bruch ereignet, während nicht nur viele, sondern eine ganz erschreckende Anzahl von Bessemer- und Martinschienen unter den gleichen Verhältnissen außer Betrieb kamen.

Es kann also nach meiner Überzeugung nur eine Frage der Zeit sein, bis die Verhältnisse eine ökonomische Anwendung des Ruhigschmelzens gestatten werden. Nach meiner, auf lebenslanger Erfahrung in der Stahlerzeugung und Stahlerprobung beruhenden Meinung gibt es nur ein Mittel zur Erzielung guten Stahles: die Herstellung gesunden Stahles, d. h. man kann nur auf eine einzige Art ein gesundes Fabrikat erhalten, wenn man nämlich dasselbe aus einem gesunden Material herstellt. Ich würde nunmehr, sofern niemand mehr etwas zu bemerken hat, Herrn Dr. Rosenhain bitten, die Diskussion zu schließen.

H. Dr. W. Rosenhain dankt für die so interessante und wertvolle Erörterung, die seinem und Herrn Hibbards Artikel zuteil wurde, und die ihm bei der Fortführung seiner Arbeiten eine große Hilfe sein werde.

Ich möchte, fährt er fort, nur noch ein oder zwei spezielle Punkte erörtern. Ich möchte Herrn Hibbard fragen: wann ist ein „Sonim" kein „Sonim"? Diese Frage erscheint durch seine Bemerkungen begründet.

Gewiß ist diese Nomenklaturfrage eine solche geringerer Bedeutung, aber ich meine, wir werden alle darin übereinstimmen, daß, wenn wir ein Ding als „Einschlüsse" bezeichnen, niemand es für eine Rennbahn halten wird, sobald von Stahl die Rede ist.

Prof. Heyns Meinung in bezug auf die Emulsion ist eine sehr interessante. Die wichtigste Frage, deren Untersuchung übrigbleibt, ist die, ob die Unreinigkeiten in geschmolzenem Stahl löslich sind. Die Sache befindet sich in dem von mir angeführten Laboratorium im Stadium der Untersuchung und die Art und Weise, wie wir der Sache beizukommen hoffen, besteht darin, zu bestimmen, ob der Erstarrungs-

Digitized by Google

punkt von reinem Eisen sinkt, wenn sich in demselben Oxyde befinden, oder ob dies nicht der Fall ist.

Dies bedingt aber zuerst die Bestimmung des Erstarrungspunktes von ganz reinem, vollständig oxydfreiem Eisen, und wer damit einmal bereits experimentiert hat, wird die großen Schwierigkeiten kennen, denen man in dieser Richtung begegnet. Wir haben sie noch nicht alle überwunden, hoffen aber, daß uns dies in naher Zukunft gelingen wird. Wenn wir einmal bestimmen können, ob durch Hinzutritt von Sauerstoff zu dem Eisen eine Depression des Erstarrungspunktes eintritt oder nicht, dann werden wir ein hübsches Stück weiter sein, als dies heute der Fall ist.

Ich danke Ihnen für die freundliche Aufnahme, die Sie meinem Artikel und meinen Bemerkungen zuteil werden ließen.

Der Präsident erteilt Herrn Hibbard das Schlußwort.

Herr D. Hibbard: Die Anfrage Rosenhains beantwortet er dahin: Ein Sonim ist kein Sonim, wenn es sich in Lösung befindet. Er dankt Herrn Saniter für seine Aufklärungen und Herrn Richards für die Zustimmung zu seiner Ansicht über Entfernung der Einschlüsse.

Der Präsident dankt den beiden Berichterstattern im Namen des Kongresses und erteilt Herrn Derihon das Wort zu einigen Bemerkungen, die er nachträglich mit Bezug auf die Frage des Prof. Heyn zu seinem Berichte zu machen wünscht.

Herr Derihon: Die Größe von 20 kgm, bzw. 18—30, je nach Querschnitt der Probestäbe und der Qualität des Stahles, habe ich aus der Erfahrung mit den kleinen Stäben geschöpft. Wenn der Stahl sehr weich und gut ist, verlangen wir bis 30 kgm. Ich wiederhole, daß mein Bericht sich nur auf kleine Stäbe bezieht. Der darin enthaltene Vergleich mit großen Stäben ist ein Zufall, ohne wissenschaftliche Bedeutung. Ich ließ 6 Stäbe nach der Charpyschen Methode erproben und ergab sich, daß 4 Stück entsprechen würden.

Der Präsident fragt die Versammlung, ob sie jetzt — es ist 5 Uhr — noch die beiden, vorhin wegen Abwesenheit der Berichterstatter zurückgesetzten Berichte noch vornehmen will. (Die Versammlung stimmt zu.)

Auch Mesnager verliest einen Auszug aus dem Berichte Frémonts: Kerbschlagprobe mit Metallen.*)

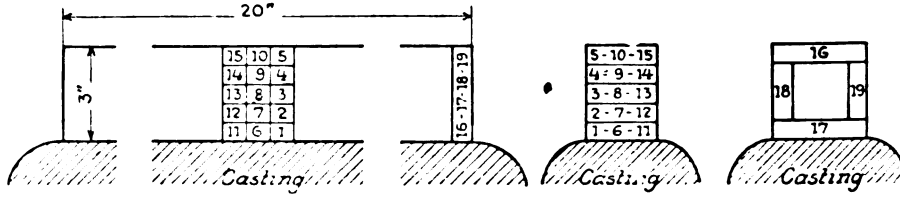
Hierzu wurden nachfolgende schriftlich eingebrachte Diskussionen verlesen.

*) Kurze Inhaltsangabe siehe Seite 6.

Digitized by Google

H. J. H. Hall (Taylor Iron & Steel Company, High Bridge, N. J.): Wir haben mit einer von Tinius Olsen in Philadelphia gelieferten und durch sechs Jahre in Gebrauch stehenden Schlagprobe-Maschine zufriedenstellende Erfahrungen gemacht. Sie war von besonderem Wert, um die geeigneten Behandlungstemperaturen usw. für legierte Stahlsorten herauszufinden, deren Zähigkeitsgrad von „äußerst spröd" bis „sehr zäh" variierte, da die Zähigkeitsgrade genau den Temperaturen. bis zu welchen der Stahl erhitzt wird, folgen. Wenn man eine Anzahl von Versuchen nach Behandlung bei den einzelnen Temperaturen durchführt und einen Durchschnitt der Ergebnisse zieht, kann ein vorzüglicher Beleg für die Eigenschaften des Stahles erhalten werden, viel besser, als dies beispielsweise durch eine Biegeprobe möglich wäre.

Allerdings dürfen wir die Zahlen, die die Maschine für jede einzelne Probe liefert, nicht als absolute Angaben über die Qualität des Stahles betrachten, es soll vielmehr von jedem Gußstück oder Probestück eine Anzahl Proben gemacht werden, die über das Stück entsprechend zu verteilen sind, weil die Eigenschaften an den verschiedenen Punkten sehr differieren, wie dies aus den folgenden Tabellen ersichtlich ist. Ein einem geglühten Gußkörper anhaftender Probestab wurde der Quere nach in Streifen geschnitten und jeder Streifen wieder in fünf Probestücke, wie aus der Skizze ersichtlich.



Die mit diesem Probeschnitt durchgeführten Proben sind in folgender Tabelle wiedergegeben:

Nr.	Frémont-Ziffer	Nr.	Ziffer	Nr.	Ziffer
1	18·0	6	10·0	11	19·0
2	18·00	7	17·0	12	19·0
3	19·0	8	19·0	13	24·0
4	31·0 nicht gebr.	9	33·0 nicht gebr.	14	24·0
5	33·0 „ „	10	31·0 „ „	15	32·0 nicht gebr.

Ein Streifen vom Ende dieses Probestückes wurde, wie aus der Skizze ersichtlich, in weitere Probestäbe zerlegt.

Digitized by Google

Die Proben ergaben folgendes:

Nr.	Frémont-Ziffer
16	32·0 nicht gebrochen
17	10·0
18	30·0 nicht gebrochen
19	32·0 „ „

Aus diesen Ziffern ist ersichtlich, daß die äußeren Schichten eines solchen Metalles zäher sind als das Metall zunächst dem Gußkörper und daß eine Frémontprobe, die dem Probestück aufs Geratewohl entnommen wurde, verläßliche Ziffern für den zu untersuchenden Stahl nicht liefern würde. Diese Ziffern wurden durch eine beträchtliche Anzahl von Proben bestätigt, für deren Aufnahme in den Bericht die Zeit mangelt.

Es könnte scheinen, daß der kleine Querschnitt des Probestabes sein Hauptnachteil ist. Kleine Risse in demselbem machen die betreffenden Angaben wertlos, die Proben von verschiedenen Stellen desselben Probestückes variieren sehr stark voneinander. Nach fünfjährigem Gebrauch der Frémont-Maschine und Durchführung von Schlagproben mit Stäben von zwei Quadratzoll Querschnitt und zwei Fuß Länge bin ich dazugekommen, die Anwendung von größeren Probestücken für wünschenswert zu halten.

Um die Schlagzähigkeit von der Biegezähigkeit unterscheiden zu können, erscheint die Schlagprobe von großem Wert. Infolge unterschiedlicher Behandlung können zwei Stähle, die beide bei einem Biegeprobestab von ½ auf 1 Zoll Stärke um 180° über einem Dorn von 1 Zoll Durchmesser gebogen wurden, 8—10 Frémont, bzw. 20—30 Frémont liefern. Für solche Verwendungszwecke, wo der Stahl starken Stößen unterworfen wird, wie bei Maschinenteilen, haben wir gefunden, daß es wünschenswert ist, den Stahl so zu behandeln, daß er hohe Schlagprobenwerte sowie auch jene Zugeigenschaften gibt, die für Maschinenguß allgemein bedungen werden.

H. Prof. Henry M. Howe: „Kerbschlagproben" ist ein hübsch langer Name, sollten wir das nicht einfach mit „nobit" abkürzen, indem wir die Anfangsbuchstaben (von „Notched Bar Impact Test") zusammenziehen und zur Verbindung das „o" von „notched" dazunehmen. Das Haupthindernis der Verbreitung dieser Probe besteht nach meiner Meinung nicht so sehr in einer gewissen, unvermeidlichen Schwerfälligkeit der maßgebenden Kreise oder in dem fehlenden Verständnis für die Mängel der Zugprobe, wenn dieselbe für Gegenstände angewendet

Digitized by Google

wird, die im Betriebe Schlagwirkungen ausgesetzt sind, oder in der mangelnden Kenntnis der Tatsache, daß die Kerbschlagprobe billiger ist als die Zugprobe, als vielmehr in dem Skeptizismus in bezug auf die Verdienste der Kerbschlagprobe selbst. Die außerordentlich regellosen Resultate sind ein ernster Stein des Anstoßes gewesen und aus dem vorliegenden Bericht wird man den Schluß ziehen, daß die Proben, um richtige Resultate zu erzielen, einige Zeit wiederholt werden müssen und eine Durchschnittsschlagstärke notwendig ist. Die meisten Ingenieure werden überzeugt werden müssen, daß dies die behauptete Ökonomie dieser Art der Erprobung keineswegs beeinträchtigt.

Wohl ein noch ernsteres Hindernis ist, wie ich glaube, der aufrichtige Zweifel des Ingenieurs, ob die Kerbschlagprobe imstande ist, bestehende Brüchigkeit in jener großen Menge von Fällen aufzudecken, wo dies die Zugprobe nicht vermag. Es läßt sich nicht darüber streiten, ob der Zweifel ungerechtfertigt ist, es genügt, daß er besteht. Solange er aber besteht, werden Ingenieure diese Probe nicht gerne in größerem Umfange anwenden. Wenn nun also, wie ich meine, dieser Zweifel nicht nur besteht, sondern sogar sehr verbreitet ist, so muß der unmittelbare, taktische Schritt jener, die diese Probe weiteren Kreisen zugänglich machen wollen, darin bestehen, diesen Zweifel zu beseitigen, indem sie Ingenieure mit der Tatsache vertraut machen, welche beweist, daß Brüchigkeit in der großen Mehrzahl der Fälle, wo die Zugprobe dieselbe nicht aufdeckt, durch die Kerbschlagprobe aufgedeckt wird.

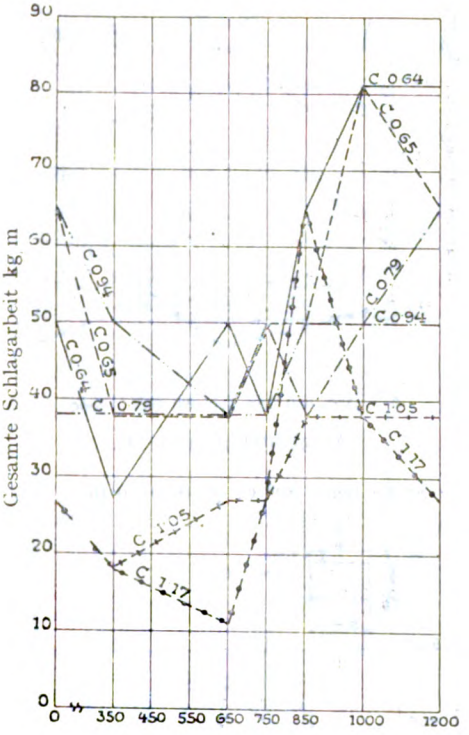
Die Erörterung der relativen Vorteile verschiedener Querschnitte bei den Probestäben würde an Klarheit gewinnen durch eine klarere Berufung auf die Grundprinzipien. Jene, die für sehr dünne Stäbe sind, vermuten, daß diese lokale Brüchigkeit aufdecken, welche die dickeren Stäbe infolge der Zähigkeit der übrigen Materialteile verbergen oder wenigstens mildern. Wenn dies selbst zugegeben wird, erübrigt noch immer, die Ingenieure zu überzeugen, daß die Qualität des Materiales als ganzes durch solche Messungen von ganz lokalen Mängeln, die derart lokal sind, daß sie nur durch wiederholte Proben aufgedeckt werden können, besser bestimmt wird, als durch die Messung der durchschnittlichen Leistung der größeren Materialdimension bezüglich Schlagwirkung.

Es liegt nicht in meiner Absicht, ein Urteil über die Verdienste der Kerbschlagprobe oder über den Querschnitt der Probestäbe zu fällen, sondern ich möchte lediglich zum Ausdruck bringen, daß die Hindernisse, die ihrer Verbreitung entgegenstehen, hauptsächlich

Digitized by Google

psychologischer Natur sind. Die Leute müssen von ihren Vorteilen überzeugt werden und eine solche Überzeugung verlangt wiederholte und fortwährende Vorführungen und Erklärungen des Zutageliegenden, Zug um Zug und Regel auf Regel.

Brinell-Schlagproben an langsam abgekühlten Stahlstäben.
Einfluß der Temperatur, auf welche die Stäbe erhitzt wurden.
1. Ungekerbte Stäbe bei +30° C. (C 0·64—1·17%), das eine Ende ist frei.

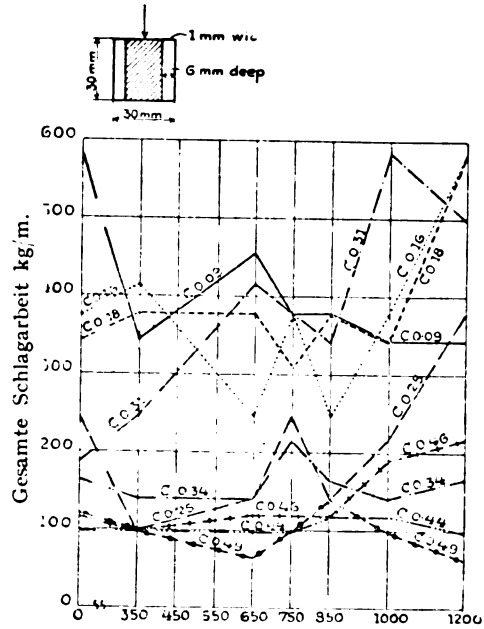


Als Beitrag hiezu erlaube ich mir, fünf Diagramme zu unterbreiten, die ich angefertigt habe und die den Einfluß darstellen, welchen die Temperatur, auf die der Stahl erwärmt wurde, um dann langsam abgekühlt zu werden, auf sein Verhalten bei der Schlagprobe ausübt. In zwei Fällen handelt es sich um gekerbte, in zwei anderen Fällen um ungekerbte Stäbe. Dieselben wurden nach den Brinellschen Angaben hergestellt.*)

*) Wahlberg Journ. Iron and Steel Inst. 1901, 11, Tafel XXXI, Pl. XVII.

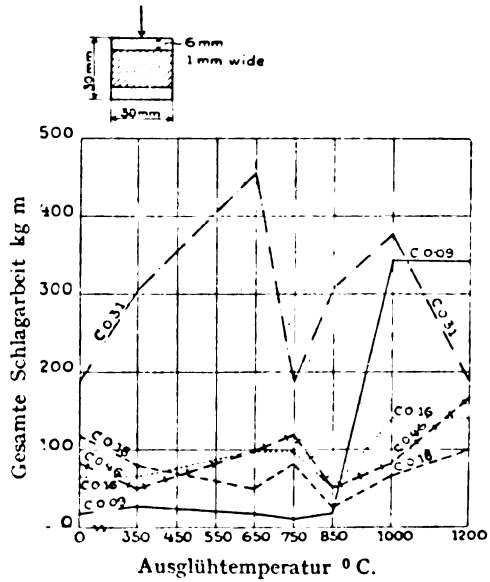
Digitized by Google

2. Ungekerbte Stäbe bei +30° C. (C 0·09 – 0·46%), ein Ende frei.



Ausglühtemperatur ° C.

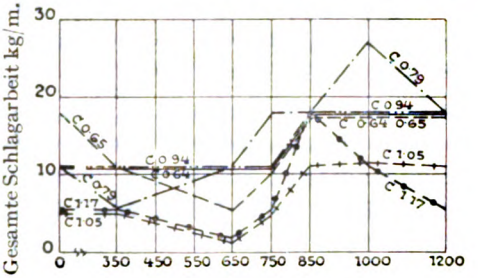
3 Gekerbte Stäbe bei +30° C. (C 0·09 – 0·46%), ein Ende frei.



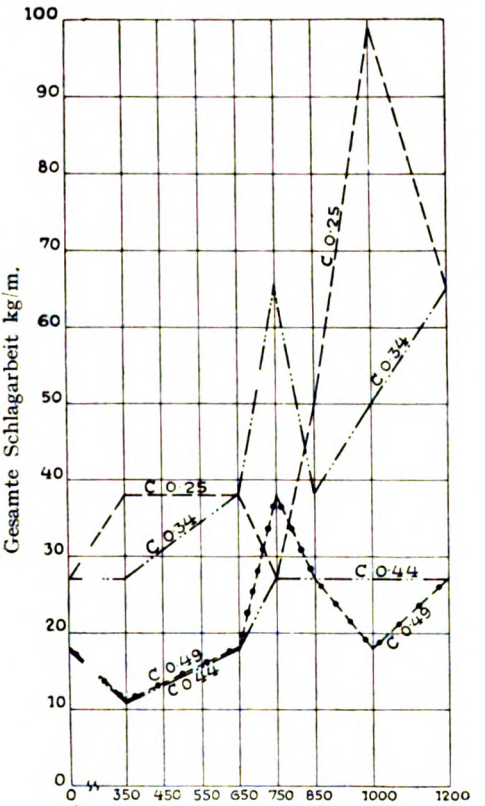
Ausglühtemperatur ° C.

Digitized by Google

4. Gekerbte Stäbe bei +30° C. (C 0·64—1·17%), ein Ende frei.



5. Gekerbte Stäbe bei + 30° C. (C 0·25—0·49%), ein Ende frei.



Digitized by Google

Wenn eine von diesen Behandlungen Sprödigkeit zu verursachen geeignet ist, dann ist es die Erwärmung auf 1200 Grad und darauffolgende langsame Abkühlung und wir erwarten natürlicherweise, daß die derart auf 1200 Grad erwärmten Stäbe viel brüchiger sind als die auf nur 1000 Grad erwärmten, finden aber, daß keinerlei derartige Beziehungen konstruiert werden können. Von einer Gesamtzahl von 15 Proben mit gekerbten Stäben waren die 1000grädigen den 1200grädigen wesentlich gleichwertig in 7 Fällen, besser als diese in 4 Fällen und sogar schlechter in 4 Fällen. Von einer Gesamtzahl von 15 glatten Proben waren die 1000grädigen den 1200grädigen wesentlich gleichwertig in 4 Fällen, überlegen in 5 Fällen und schlechter als diese in 6 Fällen.

Der Präsident übermittelt dem Berichterstatter den Dank des Kongresses und erteilt H. Saladin das Wort für die Verlesung eines Auszuges des Berichtes von Schmidt*) über „Einfluß der Stabform und der Behandlung des Metalles auf die Resultate bei der Kerbschlagprobe".

Da niemand das Wort zur Diskussion verlangt, schließt der Präsident um 5 Uhr 15 Minuten nachmittags die Sitzung.

2. Sitzungstag, Mittwoch, den 4. September, vormittags.

Der Präsident R. W. Hunt eröffnet um 9 Uhr die Sitzung und setzt als ersten Gegenstand den Bericht Charpys und den Antrag der Kommission 26 (IV_1).**) deren Diskussion auf heute verschoben wurde, auf die Tagesordnung.

H. Dr. R. Moldenke verliest die Anträge.

Vorschläge der Kommission 26:

Die Kommission 26 macht den Vorschlag, daß ihre Aufgabe bis zum nächsten Kongreß erstreckt und nach den folgenden Punkten begrenzt werde:

1. Zusammentassung von Vergleichsproben, welche mit gekerbten Biegestäben von verschiedenen Abmessungen durchgeführt wurden, um derart eine Formel oder Vergleichstabelle aufstellen zu können. (Die Kommission ist der Ansicht, daß der vom Kopenhagener Kongreß angenommene grundsätzliche Beschluß bezüglich der zwei zueinander im geometrischen Verhältnis stehenden Stäbe vorläufig beizubehalten wäre.)

*) Kurze Inhaltsangabe siehe Seite 6.

**) Siehe Seite 5.

Digitized by Google

2. Zusammenfassung der Beschreibungen der verschiedenen für Schlagproben in Gebrauch stehenden Maschinen, wobei auch deren Art und Grad stellung und deren Prüfung und möglichst noch die mit den verschiedenen Maschinen durchgeführten Vergleichsversuche ersichtlich zu machen wären. Die Prüfung solcher Proben und Angaben wird darüber entscheiden lassen, ob es notwendig ist — wie es manche Mitglieder der Kommission vermuten — einen bestimmten Schlagapparat und einen bestimmten Probestab zu verwenden, um vergleichbare Ergebnisse zu erhalten oder ob es genügt, eine gewisse Zahl von Versuchsbedingungen festzulegen.

3. Zusammenfassung einer Anzahl von Beobachtungen von Maschinenteilen und Konstruktionen, welche zu besonderem Verhalten oder zu besonderen Wahrnehmungen im Betrieb Anlaß gegeben haben und den Gegenstand von Kerbschlagbiegeproben bildeten.

Die Kommission 26 kann nur als Zentralstelle für die Zusammenfassung dieser Dokumente dienen, die ihrerseits die Grundlage für interessante Erörterungen auf den weiteren Kongressen zu bilden hätten. Sie appelliert bei ihrer Sammlung an die Teilnahme aller Mitglieder des Verbandes, die ihre Kräfte mit denen der Kommissionsmitglieder vereinigen möchten.

Der Präsident: Sofern sich kein Widerspruch erhebt, würden die Anträge dem Resolutionskomitee überweisen werden. Die Diskussion über die Frage der Kerbschlagprobe soll unabhängig von dem Kommissionsantrage morgen früh erfolgen. Es scheint dies der richtige Vorgang.

H. Prof. A. Mesnager empfiehlt die Überweisung der Anträge an das Resolutionskomitee erst nach der Diskussion bezüglich Schlagproben. Es ist, sagt der Redner, möglich, daß sich im Laufe der allgemeinen Diskussion Gründe für eine Abänderung oder Ergänzung oder andere Fassung der Anträge ergeben.

Der Präsident stimmt der Anregung Mesnagers zu.

H. Dr. A. Denny fragt um den Zeitpunkt der Diskussion über Schlagproben.

Der Präsident: In der morgigen Sitzung möglichst früh. An die Diskussion wird sich die Beschlußfassung über die Anträge der Kommission 26 anschließen. Als erster Bericht der heutigen Tagesordnung liegt jener von F. Lyon über „eine Schnellprobe auf die relative Angreifbarkeit von Eisensorten in Wasser und wässerigen Lösungen" ($XXIV_3$) vor.

(Eisen rostet im allgemeinen im Wasser und in sehr verdünnten Salzlösungen (wie Natriumkarbonat usw.) gleichmäßig. Bei etwas größerer Konzentration der Lösung tritt lokales Rosten ein, während schließlich bei noch stärkerer Konzentration die Rostung ganz aufhört. Die Konzentrationsgrenzen zwischen gleich-

Digitized by Google

mäßiger und lokaler sowie zwischen lokaler und nichteintretender Rostbildung gibt ein Maß der Angreifbarkeit der Eisensorten. Eine darauf beruhende Schnellprobe wird beschrieben.)

Der Präsident: Da der Berichterstatter nicht anwesend ist, wird die Diskussion verschoben.

Als nächster Bericht folgt: „Über den Angriff beanspruchter Metalle durch Elektrolyte" von Dr. H. Baucke. (II_{20}).

(Die von E. Cohen aufgestellte Theorie, daß sich beanspruchte Metalle in einem metastabilen Zustand befinden, der unter Wirkung eines Elektrolyten in den stabilen Zustand übergeht, wird an zwei neuen, im Berichte mitgeteilten Beispielen erhärtet: 1. An der Rißbildung gehärteter Stahlkugeln, die ebenso durch den Gebrauch als durch die Wirkung eines Elektrolyten hervorgerufen wurde und die den Charakter einer molekularen, dem ursprünglichen amorphen Zustand zustrebenden Umwandlung haben. 2. An der Rißbildung von Kesselblechen als Folge von Ermüdung. Das Metall zeigt das Bestreben, seinen Charakter als kristallinischer Körper wieder anzunehmen. Diese Risse können durch elektrolytische Wirkungen hervorgerufen werden und treten sowohl bei gutem als auch bei schlechtem Material auf.)

Der Präsident eröffnet die Diskussion.

H. Dr. W. Rosenhain warnt vor voreiligen Schlüssen.

Wir haben, sagt er, keinerlei Beweis dafür, daß selbst Stahl mit starken Spannungen beim Ätzen rissig wird.

Was nun die Rissigkeit von Kesselblechen betrifft, von welcher Prof. Baucke spricht, so kann ich leider nicht umhin, zu glauben, daß er sich im Irrtum befindet. Die Ursache der Mängel von Kesselblechen bei manchen Nietlöchern ist oft eine Folgeerscheinung von lokaler Kaltbearbeitung des Stahles. Das Bohren der Nietlöcher mit Schnelldrehwerkzeugen, das Überlappen und Verstemmen der Bleche bewirkt bei manchen Stahlsorten, daß dieselben spröde werden, während wieder andere Sorten diese Bearbeitung ohne weiteres aushalten. Ich meine deshalb, daß die von Prof. Baucke aufgestellte Theorie jedenfalls noch ein sehr sorgfältiges Studium erfordert, ehe man die Schlußfolgerungen derselben akzeptieren kann.

H. Prof. E. Heyn: Ich kann mich den Bemerkungen Dr. Rosenhains im wesentlichen anschließen. Auch ich habe Bedenken in bezug auf die sogenannte Rekristallisation — ein Ausdruck, der jetzt hineingekommen ist und mit dem alles mögliche behauptet wird. Es ist vielleicht möglich, daß das Wachstum der durch Kaltrecken verkleinerten und gestreckten Kristallkörner durch Berührung des kaltgereckten Stoffes mit dem geglühten Stoff unter Vermittlung eines Elektrolyten

Digitized by Google

beschleunigt wird. Außer allem Zweifel steht aber dieser von Cohen behauptete und von ihm „Einformen" genannte Vorgang noch nicht. Daß man ihn aber ohne weiteres auf die von Baucke angegebenen Fälle übertragen darf, wie das Baucke getan hat, das erscheint mir zweifelhaft. In den Fällen, die Baucke anführt, sind innere Spannungen im Material vorhanden, sei es durch den Härtungsprozeß im Falle der Stahlkugel, sei es in dem Flußeisenblech im Kessel. Im Königl. Materialprüfungsamt sind verschiedene Messungen über Eigenspannungen in Kesselblechen gemacht worden. Sie vermögen das Entstehen von Rissen und sonstigen Erscheinungen zu klären, ohne daß man besondere geheimnisvolle Kräfte heranzuziehen braucht.

Ich habe in Übereinstimmung mit Dr. Rosenhain bisher keinen Fall gefunden, wo bei niedriger Temperatur von 150° irgendwelche Umänderungen des Gefüges in Flußeisenkesselblechen festzustellen gewesen wären, die zu vergleichen wären mit den Erscheinungen, die Herr Baucke annimmt.

An und für sich ist es nicht ausgeschlossen, daß die Stahlkugeln beim Ätzen Risse bekommen können, die vorher nicht vorhanden gewesen sind. Auch hier braucht man nicht an Umkristallisation denken. Wir haben an der Oberflächenschicht der Kugeln infolge der Härtung Spannungen und durch das Anätzen kann der Gleichgewichtszustand derartig gestört werden, daß an der Oberfläche Risse entstehen. Ob das wirklich der Fall ist oder ob die Bedenken, die Rosenhain geäußert hat, vorliegen, ist natürlich offen. Aufreißen infolge Ätzens beobachtet man häufig bei kaltgereckten Gegenständen aus Messing oder Bronze, in denen sich vom Kaltrecken her starke Eigenspannungen ausgebildet haben. Man kann sogar starke Reckspannungen in solchen Materialien durch den Beizversuch nachweisen. So braucht man nur sehr stark kaltgereckte Messingstangen mit großen Eigenspannungen in Quecksilber oder Quecksilbersalzlösungen einzutauchen, um sie schnell zum Aufreißen zu bringen. Ein ähnlicher Vorgang wäre ja auch bei den Bauckeschen Stahlkugeln nicht ausgeschlossen. Jedenfalls ist dieser Erscheinung weitere Aufmerksamkeit zu schenken und ihre Richtigkeit nachzuprüfen.

H. P. Kreuzpointner: In betreff der Risse bei Kesselblechen bitte ich mir die Bemerkung zu gestatten, daß die Wirkungen, welche die Risse bei Kesselblechen begleiten, sich nahezu unverändert auf mechanische Defekte zurückführen und beschränken lassen, die entweder im Walzwerk oder in der Kesselschmiede entstanden sind. Die sekundären

Digitized by Google

Erscheinungen von Ermüdung werden im Blech selbst selten zu finden sein, denn die ausgleichenden Wirkungen der Erwärmung, sobald das Kesselblech in den Kessel gebracht wird, haben das Bestreben, die inneren durch den Walzvorgang etwa erzeugten Spannungen auf ein Minimum zu reduzieren.

Gestatten Sie mir, zu bemerken, daß bei der Pennsylvania Railroad Company, die vor mehreren Jahren ihre Bedingnisse für Kesselbleche zu ändern beabsichtigte, seit einunddreißig Jahren die Gepflogenheit bestand, von allen abgenützten Kesselblechen neuerlich Proben zu untersuchen. Original-Duplikat-Probestäbe von den neuen Blechen wurden beiseite gelegt, und wenn die abgenützten Feuerbüchsbleche der Versuchsanstalt zurückgestellt wurden, wurden diese Original-Duplikate hervorgenommen und vergleichsweise mit den abgenützten Platten erprobt.

Wir machten alle diese Proben. Die Probepraxis wurde dreizehn Jahre lang fortgeführt und die Proben zeigten stets zuerst, daß, soweit dies festgestellt werden konnte, die Wirkung der Hitze viele auf die Walzung zurückzuführenden inneren Spannungen hervorbringe, und daß alle auffindbaren Defekte fast immer auf mechanische Defekte in der Werkstätte beim Biegen, Flanschen, Nieten, Kaltlochen der Nietenlöcher zurückzuführen waren, und zwar kamen diese Wirkungen nach und nach durch die Ausdehnung zum Vorschein.

Es empfiehlt sich, die Arbeit in der Kesselschmiede und beim Einbau zu beaufsichtigen, denn auf diese Weise können nahezu alle diese schlimmen Wirkungen von Rissen bei Kesselblechen vermieden werden.

Der Präsident dankt, da niemand mehr die Diskussion über diesen Punkt fortzusetzen wünscht, dem Berichterstatter und teilt mit, daß er die Sitzung um $^3/_4$12 Uhr schließen werde.

Der Präsident: Wir wollen nunmehr zum nächstfolgenden Bericht „Vergleiche zwischen der Brauchbarkeit von Rohren aus Schweiß- und Flußeisen als Wasserleitungen in den Vereinigten Staaten" von F. N. Speller (XXIV$_4$) schreiten.

(In diesem werden die Ergebnisse der zahlreichen Daten zusammengefaßt, die in der Praxis und bei Laboratoriumsversuchen über die Lebensdauer und die Rostwiderstandsfähigkeit von Röhren gefunden wurden. Auf Grund dieser schließt der Autor, daß kein grundsätzlicher Unterschied im Rostangriff zwischen den nach verschiedenen Arten erzeugten Eisensorten, soweit sie für Rohre in Betracht kommen, besteht.)

Digitized by Google

H. F. N. Speller gibt einen kurzen Auszug seines Berichtes und bemerkt hiezu: Bei der vor längerer Zeit erfolgten Erörterung (1905*) dieses Problems habe ich auf den vorherrschenden Einfluß von äußeren Oberflächenunreinigkeiten auf die Korrosionserscheinungen hingewiesen, insbesondere soweit magnetisches Eisenoxyd, welches sich nach der Walzung bildet, in Betracht kommt. Meine Überzeugung befestigte sich dahin, daß diese fremden Bestandteile, die selbst Rost einschließen, einen widersprechenden Einfluß ausüben, so daß die Zusammensetzung des Stahles innerhalb gewisser Grenzen nicht viel Bedeutung hat, d. h. ein leidlich guter Stahl einer bestimmten Zusammensetzung kann in bezug auf Korrosion ganz gut ebenso befriedigende Resultate liefern wie ein anderer, der aus sehr reinem Eisen bestand. Die von Prof. Heyn geschilderten Erfahrungen bestärken mich in dieser Schlußfolgerung. Es soll ja damit nicht gesagt sein, daß sorgfältige Arbeit und ein Beachten der Homogenität nicht von Wichtigkeit ist, — das wäre ohne Zweifel falsch — was aber darüber hinausgeht, vermag keine grundlegenden Unterschiede zwischen sehr reinem Eisen und den anderen handelsüblichen Arten, die im Vergleich damit als unrein bezeichnet werden, herbeizuführen.

Zu diesem Bericht lag die folgende schriftliche Diskussion von Henry M. Howe vor.

H. Prof. H. M. Howe: Die Meinungsverschiedenheiten, welche Herr Speller in seinem vorletzten Absatz berührt und deren eine darin besteht, daß die einen reines, die anderen unreines „Eisen" für korrosionsbeständig halten, beruht auf dem Gebrauch des Ausdruckes „Eisen" für zwei grundverschiedene Bedeutungen.

Das dort empfohlene unreine Eisen ist Schweißeisen, das durch das Vorhandensein von viel Schweißschlacken (cinder) verunreinigt ist; das anempfohlene reine Eisen ist nicht Schweißeisen, sondern ein sehr kohlenstoffarmes Martinflußeisen, das im Handel als „Ingoteisen" (Ingot iron) bezeichnet wird.

Es ist äußerst wahrscheinlich, daß alle Unreinigkeiten als solche die Korrosion beschleunigen, indem sie lokale innere Potentialdifferenzen und daraus folgend Auto-Elektrolyse verursachen. Eine Unreinigkeit jedoch, wie die Schweißschlacke des Schweißeisens, übt aber nebenbei

*) Wrought Pipe-Threading and Relative Durability of Steel and Iron. Journal of the Canadian Mining Institute. Band VIII, 1905, Seite 46. Steel and Iron Wrought Pipe. Threading and Relative Durability. Iron Age 1905. March 2. 1905, p. 741.

Digitized by Google

noch eine mechanisch verhindernde Wirkung aus. Diejenigen also, die unreines Eisen empfehlen, haben wahrscheinlich diese mechanisch verhindernde Wirkung der Schweißschlacke im Auge, welche die beschleunigende Wirkung durch die erzeugte Potentialdifferenz überwiegt; und tatsächlich dürfte sich bei Vergleich eines Schweißeisens mit nur wenig Schweißschlacke und eines solchen mit viel Schweißschlacke zeigen, daß das letztere weniger zur Rostbildung neigt. Daraus würde aber immer noch nicht folgen, daß bei Vergleich von Schweißeisen mit Flußeisen die bloße Wirkung der Schweißschlacke bei ersterem mehr schützend als beschleunigend erscheint.

Was das Flußeisen einschießlich des sogenannten „Ingoteisens", betrifft, so ist bei demselben das vorhandene geringe Quantum Schlacke nicht so verteilt, daß diese eine mit der der Schweißschlacke bei Schweißeisen vergleichbare schützende Wirkung ausüben könnte. Deshalb werden bei Flußeisen alle Unreinigkeiten, einschließlich des Zunders wahrscheinlich die Korrosion beschleunigen.

Wir können daraus den Schluß ziehen, daß, wiewohl unsorgfältig erzeugtes Flußeisen eher zu Korrosionen neigt, als sorgfältig erzeugtes Schweißeisen, dies bei sorgfältig erzeugtem Flußeisen nicht ebenso zutrifft.

Der Präsident erteilt das Wort Herrn Prof. E. Heyn.

H. Prof. E. Heyn: Der Einfluß der sogenannten inneren Lokalelemente (bedingt durch chemische Verschiedenheiten innerhalb der Masse des Eisens) auf das Rosten der Eisensorten unter Wasser — beim Rosten an der Luft können möglicherweise andere Verhältnisse vorliegen — scheint mir zu stark betont zu werden. Ich habe mit verschiedenen Eisensorten Versuche angestellt, mit sehr reinem Flußeisen amerikanischen Ursprungs, mit Elektrolyteisen, mit gewöhnlichem Flußeisen und Schweißeisen, und ich konnte feststellen, daß der Einfluß dieser inneren Lokalelemente sich nicht viel über die ersten sechs Stunden hinaus erstreckt. Innerhalb dieser sechs Stunden macht sich der Einfluß dadurch geltend, daß sehr reine Eisensorten später Rost anzusetzen beginnen als die weniger reinen. Setzt man aber den Rostversuch monate- oder jahrelang fort, so sind die durch Rosten bedingten Gewichtsverluste innerhalb der Fehlergrenzen nicht verschieden. Es bilden sich während des Rostvorganges auf der Oberfläche der Proben infolge örtlicher Verschiedenheiten im Potential äußere Lokalelemente aus, die die Wirkung der ursprünglichen inneren Lokalelemente überdecken. Zeichnet man die durch das Rosten bewirkten Gewichts-

Digitized by Google

verluste der Eisenproben in Abhängigkeit von der Zeitdauer der Rostwirkung auf, so erhält man für jedes Eisenmaterial eine Wellenlinie. Die Wellenberge und Wellentäler fallen aber für die verschiedenen gleichzeitig untersuchten Eisensorten nicht aufeinander, sondern die Wellenlinien zeigen Phasenverschiebung. Es hängt deswegen auch ganz von der Zeit ab, zu welcher der Vergleichsversuch unterbrochen wird, ob das eine oder das andere Eisen größeren oder geringeren Gewichtsverlust zeigt, je nachdem, ob zu dieser Zeit gerade das eine oder das andere Material in der Schaulinie einen Wellenberg oder ein Wellental aufweist. Berücksichtigt man dies nicht, so kann man zu ganz falschen Ergebnissen über die Widerstandsfähigkeit der verschiedenen Eisensorten gegenüber Rosten gelangen. Aus diesem Umstand erklärt sich wohl auch zum Teil, daß in der Literatur so ganz widersprechende Ergebnisse über diese Widerstandsfähigkeit niedergelegt sind. Bei den oben erwähnten Versuchen, die mit besonderen Vorsichtsmaßregeln durchgeführt wurden, waren die Unterschiede zwischen den verschiedenen Eisensorten trotz der Phasenverschiebung nie groß, und betrugen nicht mehr als 10%.

Wie stark die äußeren, während des Rostens selbst gebildeten Lokalelemente wirken können, geht aus dem Einfluß hervor, den die Geschwindigkeit der Wasserbewegung auf die Stärke des Rostangriffes ausübt. Bei den im Materialprüfungsamte Lichterfelde vorgenommenen Versuchen stellte sich folgendes heraus: Zeichnet man als Abszisse die Geschwindigkeit des an den Eisenproben vorbeifließenden Wassers und als Ordinate den Gewichtsverlust des Eisens infolge Rostbildung nach einer bestimmten Zeitdauer auf, so ergibt sich eine Schaulinie, die zuerst mit steigender Wassergeschwindigkeit stark ansteigt, um dann nach Überschreiten eines Höchstpunktes wieder kräftig abzufallen. Die durch die Wassergeschwindigkeit bedingten Unterschiede in der Stärke des Rostangriffes eines und desselben Eisens sind ganz bedeutend und überschreiten die Größenordnung der Unterschiede ganz erheblich, die sich zwischen verschiedenen Eisensorten (Fluß-, Schweiß- und Gußeisen) bei der Einwirkung ruhenden Wassers unter sonst gleichbleibenden Umständen einstellen. Näheres hierüber, namentlich auch über die dabei beobachtete Ausbildung von äußeren Lokalelementen, findet sich in den Mitteilungen des Kgl. Materialprüfungsamtes, Lichterfelde, 1910, Seite 62 usw.

Es ist außerordentlich schwer, im voraus zu sagen, wie sich eine bestimmte Eisensorte unter gewissen Verhältnissen beim Rosten ver-

Digitized by Google

halten wird. Die in Betracht kommenden Einflüsse sind so mannigfaltig und in ihrer Wechselwirkung vielfach so schwer zu übersehen, daß eine Voraussage etwa ebenso schwierig ist wie die Wetterprophezeiung.

Ich möchte ein Beispiel anführen, das zeigt, welch großen Einfluß Betriebsverhältnisse auf den Rostvorgang ausüben können. Es waren zwei Anlagen zur Erzeugung von Heißwasser mittels Dampfschlangen vorhanden, die in Wasserbehältern eingebaut waren, so daß die Schlangen vom Dampf durchflossen und außen vom zu wärmenden Wasser umgeben waren. Die gesamte Einrichtung war in beiden Anlagen die gleiche, Wasser und Rohrmaterial zeigten keine Unterschiede. Und doch war bei der Anlage A die Rohrschlange in kurzer Frist vom Rost örtlich durchfressen, während sie bei der Anlage B nur geringen Rostangriff zeigte und noch betriebsfähig war. Die Ursache dieses verschiedenen Verhaltens des Eisens lag in den Betriebsverhältnissen. Bei der Anlage B war der Verbrauch an Warmwasser groß, die Pumpe, welche das Wasser in den Wasserbehälter speiste, lief ununterbrochen. Bei Anlage A dagegen war der Warmwasserverbrauch geringer, so daß die Pumpe nur periodisch arbeitete. Jedesmal wenn sie in Betrieb gesetzt wurde, saugte sie Luft an und lieferte eine Emulsion von Luft und Wasser in den Behälter. Diese griff die Rohrschlange stark an und führte ihre schnelle Zerstörung herbei.

Wäre in der einen Anlage die Schlange aus Schweiß- und in der anderen aus Flußeisen gewesen, so hätte sich sicher die falsche Überzeugung beim Beobachter festgesetzt, daß das eine Material gegen Rost sich günstiger verhält als das andere.

Fälle, die zu ähnlichen Trugschlüssen führen können, lassen sich in beliebiger Zahl anführen.

H. Prof. W. Campbell: Während der letzten drei oder vier Jahre hatte ich Gelegenheit, ganz bedeutende Materialmengen, die großen Gebäuden, Spitälern, Waschhäusern usw. entnommen worden waren, unter der Aufsicht der Stadt New York zu prüfen und konnte hierbei mindestens drei Arten von Korrosionen feststellen. In erster Linie fand ich die gewöhnliche Verrostung, wie sie sich an der Außenfläche von Röhren und im allgemeinen bei Stahl und Eisen, welches der Luft ausgesetzt ist, zeigt. Dann fanden wir eine zweite Art, die wir als innere Korrosionen bezeichnen wollen, die sehr gleichförmig oder aber in Form von Gruben auftreten kann und schließlich eine dritte, die äußere Korrosion, wie sie sich bei Stahl- und Eisenröhren findet,

Digitized by Google

welche in Materialien, wie Schlackenzement, eingebaut waren. Die letztere Art ist meist gleichförmig und tritt nicht in Gestalt von Gruben auf.

Die zweite Art der inneren Korrosionen zeigt jene wohlbekannten grubenartigen Einfressungen und kraterförmigen Ablagerungen, die den besten Beweis für die elektrolytische Theorie liefern. Diese ist auch die verderblichste.

Nun haben wir ja gehört, daß zwischen den Unreinigkeiten und dem reinen Ferrit genügende Potentialdifferenz besteht, um diese Korrosion herbeizuführen. Wenn diese Unreinigkeit, dieses „sonim" oder dieser Einschluß weggefressen ist, sollte die Korrosion an diesem Punkte einhalten, sie tut dies aber nicht. Die Korrosion schreitet fort, bis wir ein Loch in der Röhre haben und das Wasser durchdringt, so daß also eher Potentialdifferenz zwischen Flächen, als zwischen einzelnen Körnern oder zwischen dem Korn und dem Einschluß vorhanden sein muss.

Dasselbe ist bei Messing der Fall. Selbst bei Messing, welches nur den α-Bestandteil aufweist, d. h. 70 Cu und 30 Zn, finden wir Gruben und Ablagerungen und mit der Zeit arbeiten sich diese Gruben vollständig durch die Röhren durch.

H. Gen. Will. H. Bixby: In bezug auf die Frage der Korrosionen sind uns zwei Punkte im vergangenen Jahre klar und überzeugend vor Augen gebracht worden, die Sie jedenfalls alle sehr interessieren dürften, und zwar anläßlich der Bergung des Wracks der „Maine" im Hafen von Havanna. Wir hatten dabei Gelegenheit, die Einwirkung auf Metalle zu sehen, welche sich durch mehr als zwölf Jahre in Salzwasser befanden, und wir haben dabei ganz überraschende Entdeckungen gemacht. Dort, wo die Metalle sich nur in Salzwasser befanden, hatte die elektrolytische Wirkung natürlich freien Lauf, und die Metalle waren wunderbar angefressen, manchmal sogar von einem Teil des Wracks an einen ganz anderen gebracht. Es wurde z. B. eine Uhr noch an der Wand hängend gefunden, die ganz galvanisiert war. Das Überraschendste aber war, daß dort, wo der Schlamm des Hafens von Havanna sich auf die Oberfläche des Metalles gelegt hatte, die elektrolytische Wirkung fast ganz aufhörte und ebenso auch die Verrostung. Der Schlamm in der Reede des Hafens von Havanna ist schleimig, schwarz gefärbt, wie abgesetztes Gossenwasser, in seiner Konsistenz wie Melasse, schmutzig und trübe, er setzt sich sehr rasch, so daß als die „Maine" sank, dieser feine Schlamm sich sofort überall anlegte. Im Maschinenraum, im unteren Teil des Schiffes fanden wir die Maschinen alle bedeckt und

Digitized by Google

eingebettet in Schlamm. Nachdem wir den Schlamm abgewaschen hatten, glaubten wir, daß wir die Maschinen in sehr schlechtem Zustand vorfinden würden. Sie befanden sich indessen in ausgezeichnetem Zustand. In vielen Fällen war überhaupt keine Spur von Rost oder einer elektrolytischen Wirkung zu sehen und bis auf jene Stellen, wo der Schlamm entfernt war und die Luft zur Maschine Zutritt hatte, konnte eine wesentliche Verrostung nicht konstatiert werden; dagegen fand ein rapides Anrosten statt, nachdem das Wasser ausgepumpt und der Schlamm abgewaschen worden war. Um zu beweisen, wie vorzüglich das Metall erhalten war, wurde eine der „Donkey"-Pumpen der „Maine" gleich, nachdem der Schlamm abgewaschen war, gereinigt und in Betrieb gesetzt und hat während der nächsten zwei oder drei Monate beim Auspumpen des Wassers aus dem Innern der unverletzten Hälfte des Schiffes ausgezeichnet funktioniert.

Der Präsident Rob. W. Hunt: Ich möchte vor Weiterführung der Verhandlung einige Worte zu der interessanten Diskussion beifügen. Ich bin zufällig mit der Frage der Zerstörung des Metalles insbesondere bei Wasserleitungsröhren in innige Beziehung getreten und diese Frage hat, wie die amerikanischen Mitglieder wissen, unser Land seit vielen Jahren beschäftigt und große Beachtung gefunden. Es geschah dies zugleich mit der Frage der Verwendung von Flußeisenröhren gegenüber Schmiedeeisen- und Ingoteisenröhren.

Ich habe Hunderte von Analysen gemacht, nicht nur von fehlerhaften und fehlerlosen Röhren, die unter ganz gleichen Verhältnissen — d. i. in derselben Leitung — gedient haben, sondern auch vom Boden, in dem sie verlegt waren, und vom Wasser, das durch sie geflossen ist. Die Frage war für uns sehr wichtig, da wir Röhren von Tausenden Tonnen — nicht Hunderten, sondern Tausenden — in meilenweiten Leitungen verwendet haben; doch ich muß leider gestehen, daß die Ergebnisse oft falsch und widersprechend waren.

Aber die Ergebnisse meiner Proben und Untersuchungen zielen auf Kontrolle der Güte des verwendeten Materiales, nicht auf die Art des Materiales, sei es Flußeisen, Schmiedeeisen oder Ingoteisen, und wir müssen, wie Prof. Howe ausgeführt hat, wenn wir mit dem Endprodukte bessere Erfahrungen zu machen wünschen, auch möglichst bestes Material bei Herstellung dieses Produktes sehen. Meine Schlußfolgerung ist daher die, daß der Ingenieur beim Einkauf des Materiales mehr Einfluß nehmen sollte als der Kaufmann. Mit anderen Worten, wenn auf Grund des billigsten Angebotes ohne Rücksicht auf Material-

Digitized by Google

qualität der Kauf abgeschlossen wird, werden wir unbefriedigende Ergebnisse erhalten. Dieser Vorgang ist aber nach meiner Ansicht falsch, da hier mehr Genauigkeit der Bedingnisse und ihre strenge Einhaltung als auch das richtige Material der Schmiedeeisenröhren zu wünschen ist.

Der Präsident dankt dem Berichterstatter im Namen des Kongresses und geht zu den folgenden Berichten „Neues Prüfungsverfahren für Flußeisenröhren" (X_3) von Frémont und „Bemerkungen zu den dänischen Liefervorschriften für schmiedeeiserne Rohre für Dampf-, Gas- und Wasserleitungen" von A. C. Karsten (XI_3) über.

(Frémont empfiehlt in seinem Berichte die Kerbschlagbiegeprobe für Röhren. Es wird ein schmaler Ring dem Rohrende entnommen und nach mikroskopischer Untersuchung aus demselben ein Doppel-Probestab von U-förmiger Form hergestellt und dieser nach Einkerbung durch Sägeschnitt, in der Frémontschen Maschine erprobt. Die Brucharbeit dart nicht weniger als 16 kgm pro Quadratzentimeter des ursprünglichen Bruchquerschnittes betragen.)

(Karsten tritt in seinem Bericht der von Frémont an den dänischen Bedingnissen geübten Kritik entgegen. Die neue Kerbschlagprobe Frémonts ist für die meisten Rohrsorten wegen der am Rohrende befindlichen Gewinde nicht anwendbar.)

Der Präsident verschiebt die Diskussion der beiden Berichte, da keiner der Berichterstatter anwesend ist und setzt den Bericht der Kommission „Internationale Liefervorschriften für Eisen und Stahl" vom Kommissionspräsidenten A. v. Rieppel (XI_1) auf die Tagesordnung. Er fordert, da Herr v. Rieppel bei dem Kongresse nicht anwesend ist, ein Kommissionsmitglied zur Berichterstattung auf.

H. Dr. R. Moldenke: Ich glaube, die Herren sind darüber einer Meinung, daß sie es vorziehen, diesen Bericht überhaupt nicht zur Diskussion zu stellen und die Sache durch eine den Gegenstand betreffende Resolution zu erledigen, um Zeit zu sparen. Ich werde gleich die Verlesung der Resolution bewerkstelligen, damit dieselbe sodann an das Resolutionskomitee überwiesen werden kann.

Gleichzeitig wird jedoch von den Herren Webster und Bostwick das Ersuchen gestellt, daß einige ihrer Vorschläge, auf welche sich dieser Bericht bezieht, im Zusammenhang mit demselben gedruckt werden sollen, welches Ersuchen gleichfalls an das Resolutionskomitee zur weiteren Behandlung zu leiten wäre.

Der vorgelegte Antrag hat folgenden Wortlaut:

Digitized by Google

„Mit Rücksicht auf die vorhandenen Schwierigkeiten in der Vorbereitung internationaler Lieferungsvorschriften empfiehlt der VI. Kongreß dem Vorstand, daß die nächste Tätigkeit der Kommission 1a und 1b bei der Weiterführung ihrer Arbeiten bestehen soll in der Sammlung und Verbreitung von Mitteilungen über die in den verschiedenen Ländern erfolgten Abänderungen der Lieferungsvorschriften und daß diese Kommissionen beauftragt werden, ihre Berichte von Zeit zu Zeit dem Vorstande vorzulegen und weitere Instruktionen entgegenzunehmen über ihr Vorgehen bezüglich Vorbereitung internationaler Lieferungsvorschriften."

Dieser Antrag bezweckt, wie ersichtlich ist, die Kommission zu ermächtigen, informative Grundlagen zu sammeln und nicht in der Vorbereitung und Verbreitung von internationalen Bedingnissen weiter fortzufahren.

Dieser Antrag wird dem Resolutions-Komitee zugehen und nach Rücklangen am Morgen des letzten Tages vor Diskussion und Behandlung durch die Generalversammlung Gegenstand der Berichterstattung bilden.

Die von den Herren Webster und Bostwick zu dieser Angelegenheit eingesendete Note lautet: „Der Kongreß wird gebeten, die Veröffentlichung der Vorschläge der Herren Bostwick und Webster, die sie am 11. November 1911 der Kommission über die Frage einheitlicher Lieferungsbedingnisse unterbreitet haben, gemeinsam mit dem Berichte Dr. v. Rieppels in den „Mitteilungen" zu empfehlen."

Der Präsident: Wenn kein Widerspruch sich erhebt, werde ich den Bericht sowie das Ersuchen der Herren Webster und Bostwick sowie den Antrag dem Resolutions-Komitee übermitteln und die Diskussion darüber auf den letzten Sitzungstag verschieben.*)

Wir wollen nun auf den Bericht G. Lanzas: „Fortschritte in den Vereinigten Staaten in Prüfung von Vollmaß-Stücken unter praktischen Bedingungen und die Lokomotivprüfung" ($XXIX_2$) eingehen.

(In diesem Berichte wird eine Übersicht über die in den Vereinigten Staaten verwendeten Maschinen dieser Art gegeben. Die wichtigsten Angaben, die darüber von den Bahnen, industriellen Etablissements und Laboratorien der technischen Hochschulen gegeben wurden, werden zusammengefaßt. Eine Analogie zur Vollmaßprüfung des Materiales bildet die Leistungsprüfung von Lokomotiven und Zügen. Die diesbezüglichen Einrichtungen werden beschrieben und die erhaltenen wichtigsten Ergebnisse neuester Zeit mitgeteilt.)

*) Siehe Seite 173.

Digitized by Google

H. Prof. G. Lanza gibt mündlich eine Zusammenfassung seines Berichtes.

Der Präsident dankt Herrn Lanza namens des Kongresses und eröffnet die Debatte über die früher zurückgelegten Berichte.

H. F. Lyon legt seinen Bericht „über eine Schnellprobe auf die relative Angreifbarkeit von Eisensorten in Wasser und wässerigen Lösungen"*) ($XXIV_5$) vor.

Der Präsident: Ich glaube, daß die über die Korrosion von Eisen bereits abgeführte Diskussion auch diesem Bericht gegolten hat. Wir danken dem Berichterstatter und gehen zum Bericht Ch. Frémonts „Neues Prüfungsverfahren für Flußeisenröhren" (X_3) über**).

H. Prof. A. Mesnager legt den Bericht vor.

Der Präsident: Es ist wohl das beste, diesem Berichte noch vor der Diskussion jenen von A. C. Karsten: „Bemerkungen zu den dänischen Liefervorschriften für schmiedeiserne Rohre für Dampf-, Gas- und Wasserleitungen"**) (XI_3) anzuschließen.

H. Prof. A. Sauveur gibt einen Auszug dieses Berichtes.

Hiezu sind die nachstehenden schriftlichen Diskussionsbeiträge von Herrn F. N. Speller, u. zw. einer zum Bericht Frémonts und einer zum Bericht Karstens, eingelangt.

H. F. N. Speller (schriftlicher Diskussionsbeitrag): Ich möchte ein Wort über Frémonts Artikel über das Schweißen für jene hinzufügen, die ein Interesse haben an der praktischen Information über die relative Festigkeit von geschweißten Nähten bei Röhren im Vergleiche mit nahtlosen Röhren nach dem Artikel von Prof. R. T. Stewart „Festigkeit von Stahlröhren, Röhren und Zylindern bei innerem Flüssigkeitsdruck", der der „American Society of Mechanical Engineers" vorgelegen war und in der Aprilnummer 1912 der Zeitschrift dieser Gesellschaft zur Veröffentlichung gelangte. Dieser Artikel faßt die Ergebnisse von 300 oder 400 Versuchen mit nahtlosen und geschweißten Röhren zusammen und zeigt, daß die Festigkeit der nahtgeschweißten Röhre in der Regel fünf Sechstel jener der nahtlosen Röhre, die aus Stahl von gleicher Festigkeit hergestellt wurde, beträgt.

H. F. N. Speller: Da Herr Karsten im § 7 sagt, es wäre ganz unmöglich, „alle Röhren" mittels jenes Biege- und Zugprobesystems, das er beschreibt, zu prüfen, können solche Proben nur teilweise zufriedenstellend sein. Es würde scheinen, daß eine wertvolle Kontrolle

*) Siehe Seite 35. — **) Siehe Seite 45.

Digitized by Google

über die Festigkeit der Schweißung durch eine vergleichsweise, hohe innere Druckprobe bei jedem einzelnen Rohr an der Erzeugungsstelle gewonnen werden könnte, wie dies bei den führenden Walzwerken in den Vereinigten Staaten üblich ist. Das Umlegen der Röhren nach deren Installation ist kostspielig und unangenehm und dürfte auch, wie die Erfahrung lehrt, selten erforderlich sein, wenn vor der Versendung ein Druck von nicht weniger als 600 lbs. erteilt wurde. Eine derartige Probe würde nach durchgeführter Installation unpraktisch erscheinen.

Wir stimmen mit dem Verfasser darin überein, daß die Qualität der Schweißung und nicht die Größe der Überlappung der wichtigste Punkt ist. Eine oder die andere gelegentliche Biegeprobe gibt einen allgemeinen Begriff von der Zähigkeit und Festigkeit des Materiales und der Schweißung, sie ist auch in speziellen Fällen ohne Zweifel wünschenswert, die Zugprobe aber hat bei Röhrenmaterial nur sehr geringe Bedeutung.

Herrn Frémonts Vorschlag, daß Schlagproben und mikroskopische Untersuchung bei der Erprobung von Röhren angewendet werden, um Unregelmäßigkeiten kontrollieren zu können, würde solche Proben für jedes Rohr bedingen, was soviel Zeit und Kosten verursachen müsse, daß daran kaum gedacht werden kann.

Das System der Erprobung von Siederohren, welches bei den führenden Walzwerken hierzulande in Anwendung steht, erfüllt unserer Meinung nach den gewünschten Zweck, und liefert, wenn es durch geeignete chemische Bedingungen ergänzt wird, genügende Sicherheit dafür, daß jedes Rohr sich auf einer geeigneten Qualitätsstufe befindet. Die beschriebene Probe bedingt ein Strecken und Flanschen oder beides, was mit den, dem fertigen Rohr zu entnehmenden Enden durchgeführt werden muß. Eine genaue Beschreibung der für diesen Zweck dienenden Maschine findet man in den „Proceedings of the American Society for Testing Materials", 1911, Seite 500, von wo auch die weiter unten folgende Illustration der Probestücke stammt. Außerdem wird jedes Rohr einer inneren Druckprobe von 750 lbs. oder mehr unterworfen.

Herr Frémont scheint eine sehr geringe Meinung von geschweißten Röhren zu haben und sagt, daß „die Schweißung nur eine Art Adhäsion ist" und daß man „auf einem gewissen Mindestmaß für die Überlappung an der Verbindungsstelle" bestehen müsse. Wir glauben nicht, daß der letztere Umstand notwendigerweise eine Verbesserung

Digitized by Google

herbeiführen müsse. Wenn die Sicherheit von Wichtigkeit ist, halten wir es für besser, außer der hydrostatischen Probe eine Streck- oder Flanschenprobe an jedem Stück durchzuführen. Nahtgeschweißte Stahlrohre werden hierzulande ganz allgemein mit zufriedenstellenden Resultaten für solche Zwecke verwendet, wo anderwärts nahtlose Rohre in Verwendung stehen. Vielleicht findet sich die Erklärung dafür in der sorgfältigen Prüfung, der geschweißte Rohrfabrikate unterworfen werden.

Der Präsident übermittelt den Berichterstattern den Dank des Kongresses und teilt die richtiggestellte Liste der Mitglieder des Resolutionskomitees für Sektion A mit. Es sind dies die Herren: L. Bienfait, N. Belelubsky, N. Bogouslawsky, R. W. Hunt, A. Martens, A. Mesnager, J. O. Roos af Hjelmsäter.

Er wünscht den Herren nach getaner Arbeit angenehme Fahrt auf dem Hudson River, die ihnen viele schöne Eindrücke zurücklassen wird und vertagt die Sitzung auf morgen 9 Uhr vormittags.

3. Sitzungstag, Donnerstag, den 5. September, früh.

Präsident Hunt eröffnet die Sitzung um 9 Uhr 15 Min. Den ersten Punkt der Tagesordnung bildet der am Dienstag zurückgesetzte Bericht N. Davidenkoffs: „Studien über die Theorie eines Apparates für Schlagzerreißproben und über Versuchsfehler bei Verwendung dieses Apparates" (IV_7).

H. N. Davidenkoff legt den Bericht*) vor.

Der Präsident Hunt eröffnet die Diskussion mit dem Ersuchen, die schriftlichen Diskussionsbeiträge zu verlesen.

H. Dr. Moldenke verliest nachfolgende Zuschriften von Prof. W. K. Hatt und H. E. B. Wolff.

H. Prof. W. K. Hatt: Der Verfasser zeigt, welch große Fehler bei der Zugschlagprobe begangen werden, wenn man die Rückprallenergie des oberen Hammerbären vernachlässigt. Er findet auch, daß dieser Fehler kleiner wird, wenn der untere Bär im Vergleich zum oberen groß ist.

Bei der von M. Davidenkoff verwendeten Maschine ist der obere Hammerbär zehnmal so schwer als der untere und der Fehler betrug nahezu 50%.

*) Siehe Seite 11.

Digitized by Google

Bei der vom Redner verwendeten Maschine der Purdue Universität war der untere Hammerbär nahezu 15mal so schwer wie der obere und es zeigte sich hierbei nur ein geringer Fehler.

Die Bemerkungen des Verfassers könnten als eine Verurteilung dieser Probe aufgefaßt werden, was zu bedauern wäre.

Nach Ansicht des Redners ist die Stoßgeschwindigkeit von Bedeutung und soll groß genug sein, um vorhandene Brüchigkeit an den Tag zu legen.

H. E. B. Wolffs folgender Beitrag behandelt die „Mikroskopische Struktur und Schlagbiegeprobe":

Wo man über den Wert von Kerbschlagbiegeproben in der Praxis noch so sehr uneinig ist und viele Fälle genannt werden, wo sehr abweichende Zahlen erzielt wurden ohne genügende Erklärung, ist es merkwürdig, daß die mikroskopische Untersuchung nicht mehr angewandt wurde.

Folgender Fall, wo die Metallographie eine vollständige Erklärung der Abweichung gab, wird wahrscheinlich viele interessieren:

Es handelt sich um Flußeisenblech von sehr niedriger Festigkeit. Die diesem Blech an verschiedenen Stellen entnommenen Zugproben gaben im Mittel:

Zugfestigkeit 33·8 kg/qmm², (max. 34·5)
Dehnung 24·7% (max. 28·5)
Kontraktion 58%.

Die chemische Analyse ergab:

C 0·035, **Mn** 0·32, **Si** 0·008, **P** 0·035, **S** 0·056, **Cu** 0·018, **As** 0·027, **N** 0·007.

In Übereinstimmung mit der chemischen Analyse war metallographisch das Metall fast nur aus Ferrit aufgebaut, der Kohlenstoff befand sich aber nicht in der gewöhnlich vorkommenden Perlitform, sondern er war als kleine Zementitstückchen im Metall zu sehen.

Phosphor und Schwefelsegregationen konnten nicht nachgewiesen werden.

Von diesem Metall wurden Kerbschlagbiegeproben mit dem Frémontschen Apparat genommen. Die Probestäbe hatten die üblichen Dimensionen von 30×10×8 mm mit der Säge 1 mm eingeschnitten. Gewicht 10 kg, Fallhöhe 4 m. Hätte man aus den Zugproben schließen können, das Metall sei außerordentlich weich und zäh, so brach es bei den Kerbschlagbiegeproben sofort ab mit ganz minimalem Arbeitsaufwand. Die meisten brachen schon mit 0·2 kgm, einige mit 5·6 kgm.

Digitized by Google

Die Bruchoberfläche war in den meisten Fällen fein kristallisiert und bei nur wenigen zeigten sich Schlacketeilchen, die leichtes Zerbrechen hätten verursachen können.

Da das Metall metallographisch abnormal war (Ferrit und Zementit statt Ferrit und Perlit) wurde versucht, durch Glühen die Struktur des Metalles zu verbessern.

Glühen bei 850, 900, 1000 und 1100° C und langsames Kühlen gab keine Verbesserung.

Nur bei ziemlich schneller Kühlung (zirka 4 Stunden bei 1100 bis 20°) konnte Struktur erzielt werden, wo der Zementit fehlte, aber auch kein Perlit ausgeschieden war.

Dem Kohlenstoff hatte die Zeit zum Ausscheiden gefehlt und war in Lösung geblieben.

Eine Zugprobe in diesem Zustand ergab:

38 kg/qmm Zugfestigkeit bei 28·5% Dehnung und 60·4% Kontraktion, Schlagbiegeprobe in derselben Weise als vorher genommen, zeigte jetzt deutlich die Änderungen. Statt maximal 6 kgm erzielte man jetzt 20 kgm und 25 kgm, wobei die Stücke so zähe waren, daß sie sich um das Messer des Fallgewichtes legten ohne ganz zu brechen. Wo also die aus den Zugproben gefundenen Resultate wenig Änderungen andeuteten, zeigte die Schlagbiegeprobe einen großen Unterschied in Übereinstimmung mit der metallographischen Untersuchung. Es wird also nützlich sein, so oft als möglich die Schlagbiegeproben durch mikroskopische Untersuchungen zu ergänzen.

Das Gesagte zusammenfassend, wird also hier ein Fall beschrieben, wo durch eine thermische Behandlung eine große Änderung in der mikroskopischen Struktur eines Flußeisenbleches hervorgerufen wird, die undeutlich durch die Zugprobe, aber sehr deutlich durch die Schlagbiegeprobe angezeigt wird. Dieser Fall regt dazu an, mehr als bisher die Schlagbiegeproben mikroskopisch nachzuprüfen.

Der Präsident eröffnet die Debatte.

H. Dr. W. Rosenhain: Der Artikel lenkt die Aufmerksamkeit auf eine der Fehlerquellen bei der Zugschlagprobe, ich möchte aber darauf hinweisen, daß, wenn die Abmessungen des oberen Hammerbären verringert werden, infolge der Deformation dieses Hammerbären Arbeit verbraucht wird, eine Tatsache, die eine Grenze in der in dem Artikel vertretenen Richtung setzt. Solange diese Formveränderungen nur elastischer Natur und nicht zu bedeutende sind, würden dieselben keinen wesentlichen Teil der Arbeit absorbieren, wenn aber gleich-

Digitized by Google

zeitig die Masse des oberen Hammerbären sehr stark verringert und ein sehr schwerer unterer Bär verwendet wird, dürfte eine bedeutende Deformation dort eintreten, wo der obere Bär auf die Hemmungen stößt, und das wird wahrscheinlich genau so ungünstig wirken, wie im anderen Falle der Rückprall.

Ich möchte auch die Mitglieder auf eine bemerkenswerte Serie von Schlagzugproben aufmerksam machen, die in London vor zwei Jahren von den Herren Kirkaldy und Sankey durchgeführt wurden; dieselben verwendeten eine sehr große Fallhöhe und eine sehr geistreiche Methode, um die Geschwindigkeit des Hammerbären nach dem Bruch zu messen. Ihre Versuche bewiesen, daß, wenn diese Probe in größerem Umfange durchgeführt wird und man eine Fallhöhe von mehreren Stockwerken und nicht von nur einigen Fuß verwendet, die Erreichung einer gewissen Genauigkeit möglich ist.

Unsere in viel kleinerem Maßstab im National Physical Laboratorium und mit einer bedeutend kleineren Fallhöhe ausgeführten Versuche haben nie recht befriedigende Ergebnisse geliefert; ich will aber zugeben, daß die in dem Bericht zum Ausdruck gebrachten Bedenken mit den Divergenzen im Zusammenhang stehen.

H. Belanger: Ich hatte Gelegenheit, Kerbschlag-Zerreißproben bei 14 m Fallhöhe durchzuführen. Der obere Hammer hatte ein nahezu sechsfach geringeres Gewicht als der untere. Es zeigte sich, daß derselbe, sobald er aus hartem Stahl hergestellt war, oft brach, sobald er aus gut ausgeglühtem Flußeisen bestand, bedeutende bleibende Deformationen erfuhr.

Ich habe diese Erprobungsart verlassen, da die durch diese Deformationen verbrauchte bedeutende Arbeit, die sich nicht bestimmen läßt, die Ergebnisse, wie ich glaube, stark beeinflußen wird.

H. N. Davidenkoff: Herr W. Hatt irrt, wenn er sagt, daß bei meinen Versuchen das Gewicht der oberen Fallkugel zehnmal größer als jenes der unteren war. Tatsächlich wog die erstere 27 kg, die letztere 10 kg. Das Verhältnis ist demnach geringer als 3. Nebenbei bemerkt, machte ich auch Versuche mit Fallhämmern von 25 und 80 kg und der Fehler war immer groß genug, wenn auch bei der größten Fallkugel geringer; er betrug nahezu 20%.

Es liegt meiner Absicht fern, die Zugschlagprobe vollkommen zu verwerfen, wie dies Herr Hatt anzunehmen scheint. Im Gegenteil, die Erkenntnis der Bedeutung dieser Probe war die direkte Ursache meiner Untersuchung. Ich wollte zeigen, daß es manche (vielleicht

Digitized by Google

nicht viele) Maschinen gibt, die nicht, ohne große Fehler hiebei zu machen, gebraucht werden können. Die Maschine der Purdue Universität zählt gewiß nicht zu dieser Kategorie.

Herr Rosenhain hat Recht, wenn er sagt, daß eine untere Gewichtsgrenze bei dem oberen Hammerbären besteht, sobald seine Deformation die Arbeit des unteren Hammerbären zu beeinflussen beginnt. Wenn aber die obere Fallkugel groß genug ist, um dem Schlag Widerstand zu leisten, — ein Punkt, auf den ich in meinem Artikel hinweise — so wird ihre Deformation immer eine elastische und daher geringfügige sein im Vergleich zur bleibenden Dehnung der Probe. Es kann auf diese Weise die erwähnte untere Gewichtsgrenze niemals unterschritten werden.

Wenn das Verhältnis zwischen den Gewichten der Fallhämmer ein unrichtiges ist, dann kann auch die Fallhöhe nicht abhelfen; im Gegenteil, die Theorie zeigt, daß der Fehler mit der Fallhöhe wächst und dies dürfte auch bei dem von Herrn Rosenhain erwähnten Londoner Experiment der Fall sein.

Der Präsident Hunt nimmt den Bericht mit Dank und unter Beifall der Versammlung entgegen und bittet den Vizepräsidenten, den Vorsitz zu übernehmen.

Vizepräsident Snow: Das nächste Behandlungsgebiet betrifft die Dauerprobe. Doch wie ich erfahre, soll vorher die unterbrochene Diskussion über die Schlagprobe von Charpy fortgesetzt werden.

H. Dr. Arch. Denny: Ich glaube, Sie werden mit mir übereinstimmen, wenn ich sage, daß die sieben, bzw. bei Berücksichtigung jener von Herrn Guillery und Herrn Grard, die neun vorliegenden Artikel über die Schlagprobe sehr interessant und lehrreich gewesen sind.

Als Schiffbauer und als Präsident des „Ship & Engine Committee of the British Standard Association" halte ich eine solche Probe, wenn wir sie brauchbar gestalten könnten, für sehr wünschenswert; wenn Sie aber die Artikel lesen und näher betrachten, so werden Sie mit mir darin übereinstimmen, daß die Sache wohl noch nicht reif ist.

Ich betrachte diese Probe als eine „Forschungsprobe" und wir finden in dem Artikel von Herrn Derihon die Beschreibung einer Anwendung derselben zu praktischen Zwecken mit den besten Ergebnissen, was den Beweis dafür liefert, daß bei Aufwendung großer Sorgfalt und in der Hand geschickter Menschen dieselbe sehr vorteilhaft Verwendung finden kann. Zurückkommend auf Herrn Charpys Bericht möchte ich bemerken, daß er in der Form ausgezeichnet ist und

Digitized by Google

seine Resolutionen gemäßigte und von Gemeinsinn erfüllt sind und ich hoffe, daß jene Herren, die bei den Proben mitgearbeitet haben, durch die Aufnahme, welche der Kongreß den betreffenden Artikeln bereitet hat, sich zur Fortführung ihrer Forschungen ermutigt fühlen werden.

Wir brauchen speziell im Schiffbaufach eine geeignete Schlagprobe, damit wir ein Material bekommen, das den starken Stößen, welchen die Schiffsmaschinen manchmal ausgesetzt werden, Widerstand zu leisten vermag.

Ich bin der Ansicht, daß auch eine Dauerprobe, wie die Wochlersche, äußerst wünschenswert wäre und das einzige, was derselben entgegensteht, ist, daß ihre Durchführung zu lange Zeit in Anspruch nimmt.

Die Schlagprobe ist vielleicht für Schiffbaumaterial nicht so notwendig. Meiner Meinung nach sind die gewöhnlichen Zug- und Dehnungsversuche hinreichend, die ja mit der praktischen Beanspruchung des Materiales im Schiff in Beziehung stehen, wobei dasselbe noch weiter erprobt wird.

H. Prof. A. Mesnager: Die Schlußfolgerungen der Kommission 26 sind wohl motiviert und ihre Arbeiten verdienen wegen ihrer Sorgfalt vollste Anerkennung. Doch die Ergebnisse lassen Fragen offen, die eine energische Fortsetzung der Arbeit hindern, so z. B. die Frage der zu verwendenden Fallhöhe, die wie der von Herrn Belanger vorgelegte Bericht der Cie. Paris-Lyon-Méditerranée zeigt, von großer Wichtigkeit ist. Anderseits ist in den Kopenhagener Kongreßbeschlüssen nichts über das Gewicht der Schabotte (des Ambosses) bestimmt. In Laboratorien, die zu leichte Schabotten benützen, sind hohe Schlagarbeiten erreicht worden, die bei genügend schwerer Schabotte nicht erhalten worden wären.

Ich glaube, daß bei aller Anerkennung für die sicherlich zum Ziele führenden Untersuchungen der Kommission 26 es an der Zeit wäre, provisorisch gewisse Versuchsbedingungen festzulegen, damit verschiedene Forscher auf gleicher Grundlage arbeiten und vergleichbare Ergebnisse zutage fördern.

Wir haben aber aus dem Berichte von Derihon gesehen, daß die Schlagproben in das Gebiet der Praxis eingetreten sind, daß viele Automobilbestandteile heute nur nach Durchführung einer Schlagprobe übernommen werden, und daß man schon nach einem Monate des Studiums zu ganz zufriedenstellenden Ergebnissen und zu einer

Digitized by Google

sicheren Beurteilung des verwendeten Materiales gelangt ist. Die dauernde Einführung dieser Probe in einem Werk hat also keine Schwierigkeit.

Gleichwohl handelt es sich hierbei selbstredend nicht um Proben für alle Arten von Metallen, sondern nur, wie M. Denny richtig gesagt, um Material besonderer Verwendung.

Man hat oft Schwierigkeit, den zu Kopenhagen empfohlenen großen Stab $30 \times 30 \times 160$ mm anzuwenden, da die Maße der zu erprobenden Stücke die Entnahme eines solchen Stabes nicht ermöglichen. Dies spricht für den kleinen Stab. Die Zulassung von zwei nicht gleiche Ergebnisse gebenden Stabtypen hat — darüber sind alle einig — große Unannehmlichkeiten. Ich glaube daher, daß wir zu Vergleichszwecken uns des kleinen Stabes einheitlich bedienen sollen.

Dieser kleine Stab hat unglücklicherweise den Übelstand, daß die auf Grund des Gesetzes der Ähnlichkeit in Kopenhagen zugelassene Kerbe schwer herzustellen ist. Eine Vergrößerung — das Gesetz der Ähnlichkeit gilt ja nicht — hat keinen Anstand. Ich beantrage daher, die Kerbe auf 2 mm zu verbreitern und ihr einen abgerundeten Boden zu geben.

Ich stelle daher folgenden Antrag:

Der Kongreß einigt sich auf die Anträge der Kommission 26 und findet ihre Untersuchung sehr interessant, empfiehlt jedoch anderseits, im Hinblick auf die Nützlichkeit von Schlagproben mit gekerbten Stäben zur Klassifizierung von Metallen für spezielle Verwendungszwecke, während wir auf die endgültige Beschlüsse der Kommission warten, vorläufig Schlagmaschinen der folgenden Art zu verwenden: 1. Mit einem Fall von mindestens 4 Metern oder einer korrespondierenden Fallhöhe. 2. Mit einer Schabotte, mindestens viermal so schwer als der Bär und ausgerüstet mit Stützen, die von Flächen gebildet werden, die von Zylindern gleichen Krümmungsradiusses wie die Hammerbahn begrenzt sind. 3. Mit einer Vorrichtung zur einfachen und leichten Arbeitsmessung. 4. Zu Vergleichszwecken soll ein Probestab von 10×10 mit einer schlitzförmigen Kerbe, die mit einer Rundung von 2 mm Durchmesser begrenzt ist, verwendet werden.

Der Präsident ersucht um Einhaltung der für die Diskussion gegebenen Zeit von je drei Minuten.

H. Dr. W. C. Unwin: Ich schließe mich im allgemeinen dem Vorschlag des Herrn Mesnager an. Ich möchte nur noch bemerken, daß

Digitized by Google

nach meiner Meinung die Bedeutung der Kerbschlagprobe darin liegt, daß, unter Voraussetzung ihrer Zuverlässigkeit, sie die einfachste Versuchsform darstellt, welche als Übernahmsprobe für bestimmte Materialkategorien dienen kann. Wir erhalten Material, das Gewichts- und anderen Beanspruchungen unterworfen wird, und bei dem ein Teil bis zu einem gewissen Verhältnis den vorgeschriebenen Bedingungen nicht ganz entspricht. Das kann in manchen Fällen sehr gefährlich sein und es scheint mir, daß diese Probe, wenn sie zuverlässig ausgeführt werden kann, wie es meiner Ansicht nach möglich sein wird, am leichtesten als Übernahmsprobe verwendbar sein wird.

Herr Derihon hat behauptet, je kleiner der Stab sei, um so eher würde er lokale Defekte enthüllen. Das ist zweifellos richtig, aber für Übernahmsproben glaube ich größere Stäbe vorziehen zu sollen, und wenn ich auch gegen den Vorschlag des Herrn Mesnager, wonach wir provisorisch einen Stab von 10×10 mm verwenden sollen, nichts einzuwenden habe, möchte ich doch sehr wünschen, daß man die Versuche simultan auch mit einem Stab von etwas größerem Querschnitt durchführt.

H. Henry Souther: Als Präsident des Standards Committee des „Society of Automobile Engineers" habe ich es in Übereinstimmung mit dem Komitee nicht für angezeigt gehalten, die empfohlenen Schlagproben anzunehmen. Wir stimmten mit Dr. Denny darin überein, daß es eine nützliche Forschungsprobe, aber für die tägliche Materialprüfung noch nicht genügend sicher ist. Gleichzeitig möchte ich aber mit Bezug auf unsere Standard-Arbeit persönlich raten, wenigstens eine Standard-(Normal-)Methode anzunehmen und hierfür wäre die von Herrn Mesnager vorgeschlagene ein guter Anfang.

Ich glaube, daß es für alle jene, die sich mit der Untersuchung praktischer Proben befassen, wünschenswert wäre, gleichartige Werkzeuge — wenn ich diesen Ausdruck gebrauchen kann — anzuwenden, mit anderen Worten, nach einem Normale zu arbeiten. Im allgemeinen ist die Schlagprobe eine sehr verlockende, weil sie rasch funktioniert und weil sie im Laboratorium so weit als möglich dem nahekommt, was z. B. dem Automobil auf der Straße widerfährt. Infolgedessen wird auch die Schlagprobe, sobald sie praktisch aufgestellt sein wird, in dieser Richtung sehr bald Anwendung finden.

In einem Falle wird dieselbe schon heute mit Erfolg praktisch angewendet, und zwar bei Vergleich von zwei Stahlstücken, die für denselben Zweck Verwendung finden sollen, z. B. für Zahngetriebe

Digitized by Google

(Zahneingriffe). Wenn ein Zahngetriebe dem Schlag weniger widersteht als das andere, so besitzt es größere Brüchigkeit.

Ich möchte bei dieser Gelegenheit dem Verbande noch eine Frage ans Herz legen, nämlich die der Möglichkeit der Beobachtung der Kornbeschaffenheit eines bestimmten Materiales, weil bei Grobkörnigkeit das Schlagergebnis ein schlechtes sein wird. Dasselbe wird gut sein, wenn das Korn fein ist. Das gilt für Federn, Achsen und Zahngetriebe. Mir scheint, daß in dieser Richtung die Möglichkeit einer Normalisierung besteht, wobei es sich also darum handelt, eine Methode für die Messung und Anwendung der Kornbeschaffenheit bei einem Bruchstück aufzustellen.

H. Prof. E. Heyn: Als Mitglied der Kommission möchte ich einige Bemerkungen zu den Vorschlägen des Herrn Mesnager machen. Es werden hier wieder Zahlenwerte angegeben, die nicht innerhalb der Kommission beraten worden sind und die jetzt aus dem Plenum der Versammlung heraus zur Annahme empfohlen werden. Wir haben einen ähnlichen Vorgang bereits in Kopenhagen gehabt. Auch da kam plötzlich wie aus heiterem Himmel der kleine Probestab, welcher nach den Gesetzen der Proportionalität dem Probestab des deutschen Verbandes angepaßt wurde, indem dessen Abmessungen durch drei dividiert wurden. Wir haben damit einen Probestab vorgeschlagen, den kein Mensch gebrauchen kann. Es ist ganz unmöglich, bei einer freien Auflagerung von 40 mm einen Hammer quer durchzubekommen, der vielleicht 20 mm Dicke hat, und daneben noch Platz zu haben für die beiden Stabenden, die auch je 10 mm Dicke haben. Trotzdem haben wir den Probestab heute noch und er muß laut Beschluß der Kommission beibehalten werden. Wir sind aber alle darüber einig, daß das ein Unding ist.

Heute möchte ich davor warnen, daß wir denselben Weg beschreiten. Wir haben das vorige Mal den Irrtum begangen, weil ein Teil der Kommissionsmitglieder glaubte, das Gesetz der Proportionalität wäre ohne weiteres auf die Schlagprobe zu übertragen. Heute sollen wir auf Grund einiger Versuche nach dem Vorschlage von Mesnager eine bestimmte Fallhöhe vorschreiben, die weit von der Vereinbarung des deutschen Verbandes abweicht, so daß er dann veranlaßt wäre, seine Schlagwerke wieder umzubauen und von vorn anzufangen, was er jedenfalls nicht tun wird. Ich möchte daher empfehlen, von der Vorschrift derartiger Bedingungen für die weitere Arbeit der Kommission abzusehen und es der Kommission zu überlassen,

Digitized by Google

sich über Schlaghöhe, Fallhöhe, Bärgewicht, Einfluß der Abrundungen, über Normen der Probestäbe zu einigen.

Vize-Präsident Snow schließt die Diskussion und verliest die Namen der Autoren der laut Programm zur Verhandlung gelangenden Berichte, um festzustellen, welche Autoren anwesend sind und welche Berichte demgemäß vorerst zur Verhandlung zu kommen haben.

H. Dr. R. Moldenke ersucht um Mitteilung, was mit den vorgebrachten Anträgen geschehen wird.

Vize-Präsident Snow: Die Anträge werden dem Resolutionskomitee zugewiesen, und zwar sowohl der Antrag Mesnager wie auch der Gegenantrag Heyns.

Wir wollen nun auch die beiden Berichte von J. O. Roos: „Dauerversuche und Maschinenstahl" und „Einige statische und dynamische Dauerproben" (V_{2a} und V_{2b}) in Behandlung nehmen.

(Im erstgenannten Berichte zeigt der Autor die Wichtigkeit der Dauerprobe für Maschinenmaterial und bespricht die beiden Formen derselben: Dauerbeanspruchung durch Stöße und durch Rotationsbiegung. Zu berücksichtigen ist außerdem der Widerstand gegen einzelne hohe dynamische Beanspruchungen, der durch die Schlagprobe festgestellt werden kann. Die Ergebnisse der Schlag- und Dauerprobe sind nicht notwendigerweise proportional. Die Anforderungen an guten Maschinenstahl sind: hohe Dauergrenze gegen normale Beanspruchungen und eine große Bruchарbeit gegen anormale. Welche Eigenschaft im speziellen Fall vorherrschen muß, muß genau abgewogen werden.

Im zweitgenannten Berichte wird eine Einrichtung zur Durchführung von Dauerproben mittels Rotationsbiegen beschrieben. Doch hält der Autor sie für Abnahmeproben nicht geeignet. Außer diesen wurden dynamische Dauerproben durchgeführt. Sie erfolgten so, daß auf das obere Ende eines vertikal stehenden, an der Wurzel befestigten Stabes zwei Pendelhämmer aus bestimmter Höhe und mit bestimmter Geschwindigkeit, und zwar auf je zwei entgegengesetzten Seiten des Stabes, frei auffielen. Die Ergebnisse wurden in Diagrammen festgehalten. Für Stähle 0·65% C-Gehalt zeigten die Resultate der dynamischen Dauerprobe gute Übereinstimmung mit jenen der Dauergrenze für rotierende Biegung.)

H. J. O. Roos af Hjelmsäter legt die Berichte vor und bemerkt hiezu folgendes:

Um die gewünschten Eigenschaften eines Maschinenstahles zu beurteilen, muß man die aktuellen Beanspruchungen in den arbeitenden Maschinenteilen berücksichtigen. Diese Beanspruchungen können so eingeteilt werden:

1. Beanspruchungen, welche mit Rücksicht auf die Funktion der Maschinen normal sind.

Digitized by Google

2. Beanspruchungen, welche mit Bezug auf diese Funktion abnormal sind (z. B. Unglücksfälle usw.).

Die normalen Beanspruchungen in den wesentlichen Teilen der meisten modernen Maschinen sind Dauerbeanspruchungen entweder statische von wechselnder Richtung und Größe oder dynamische von kleiner Größenordnung. In meiner Erfahrung waren die meisten Brüche, die bei Maschinenteilen während des Betriebes erfolgten, Dauerbrüche, die verursacht waren durch Beanspruchungen, die als normale für den Betrieb der Maschine anzusehen sind.

In Stockholm haben wir verschiedene Stähle von verschiedener Wärmebehandlung in Arbeit genommen, um die Dauerfestigkeit zu bestimmen, und zwar gegen:

1. Rotierende Biegung,
2. wiederholte Stöße oder Schläge.

In beiden Fällen ist die Dauerkurve gegeben, welche die Beziehung zwischen Beanspruchung in Kilogrammillimetern und Anzahl der Beanspruchungswechsel zeigt. Als Dauergrenze könnte angenommen werden jene Beanspruchung in Kilogrammillimetern, die dem Bruch nach einer Zahl von Millionen oder eventuell 10 Millionen Beanspruchungen entspricht. Die Dauergrenze wurde bis jetzt in allen Fällen in der Höhe von 50—80% der Proportionalitätsgrenze gefunden.

Der Bruch fängt an der Oberfläche an und wandert in das Material hinein. Ein Kristallisationseffekt ist nicht gefunden worden. Als beste Dauerprobe empfiehlt sich die einfache Wöhlerprobe.

Die normalen Beanspruchungen in den Maschinenteilen verlangen hohe Dauergrenzen, die abnormalen Beanspruchungen dagegen gute Deformationsarbeit. Diese zwei Eigenschaften haben wenig gemeinsam, sind sogar einander widerstreitend.

Die Wöhlerprobe ist eine Forschungsprobe, geeignet, die beste Gattung von Stahl und die beste Art der Wärmebehandlung für verschiedene Zwecke zu finden.

Von H. M. Howe liegt nachfolgender schriftlicher Diskussionsbeitrag vor:

H. Prof. H. M. Howe: Wir repassieren Taschenuhren für Temperatur und Lage, aber nicht für das Herabfallen auf den Boden. Für solch abnormale Behandlung eingerichtete Uhren könnten hinsichtlich des Preises mit den gegenwärtigen derartigen Fabrikaten nicht in Konkurrenz treten. Das will bedeuten, daß jene, die Taschenuhren tragen, die Erfahrung gemacht haben, sie könnten, wenn sie achtgeben und

Digitized by Google

die Uhren nicht auf den Boden werfen, des großen Vorteiles der Leichtigkeit und Kompaktheit teilhaftig werden, was bei jenen Uhren nicht möglich wäre, die stark genug sind, um eine abnormale und unrichtige Behandlung auszuhalten.

Die Taschenuhr unterscheidet sich von den meisten anderen Maschinen in erster Linie dadurch, daß sie noch genauer auf ihren ganzen besonderen Zweck hin konstruiert ist, der darin besteht, die Zeit auch bei Veränderung der Lage und der Temperatur zu zeigen, wobei die Benützer den ihnen bekannten Bedingungen der Konstruktion entsprechend vorgehen. Das Uhren benützende Publikum ist — mit anderen Worten — vorsichtig und die Uhrenfabrikanten richten ihre Erzeugung auf diese Behandlung ein. Sie bemühen sich nicht, dieselben „narrenbeständig" zu machen.

Was für die Taschenuhren zutrifft, sollte auch für andere Maschinen Geltung haben, und das kann auch mit der Zeit werden, wenn die Fabrikanten den Abnehmern in richtiger Weise näherkommen. Wenn ein Maschinenbenützer zu der Einsicht gebracht werden kann, daß eine Maschine für den normalen Betrieb besser tauglich bleibt, wenn man sie vor abnormaler Beanspruchung bewahrt, so wird er in den meisten Fällen zur Einsicht gelangen, daß das in seinem eigenen Interesse geschieht. Zumindest wird das der Intelligentere einsehen und eine der Wirkungen größerer Intelligenz wird dann die sein, daß diese die weniger intelligenten Mitbewerber aus dem Felde schlagen werden.

Wir sind glücklich, daß ein Mann von so hervorragenden Fähigkeiten, wie Herr Roos, sich mit dem Problem des Widerstandes bei normaler Arbeitsbeanspruchung gegenüber einem solchen bei abnormaler befaßt und weiter mit der Instandsetzung der Maschinerie für die tatsächliche Widerstandspflicht gegenüber normaler und vernünftiger Weise geregelter Arbeitsbeanspruchung im Vergleiche mit dem Bemühen, dieselbe „narrenbeständig" zu machen.

Roos bemüht sich tatsächlich, auf systematische Weise die Eigenschaften herauszufinden, vermöge welcher Maschinen für normale Beanspruchung geeignet werden, zum Unterschied von jenen Eigenschaften, durch welche sie für Beanspruchungen ausgestattet werden, denen sie niemals ausgesetzt werden sollten, Beanspruchungen, die von vernünftigen Maschinenbenützern eben so vermieden werden sollten, wie jene Beanspruchungen, die auftreten, wenn eine Taschenuhr auf den Boden geworfen wird.

Digitized by Google

Die Öffentlichkeit ist zu beglückwünschen, wenn ein Mann wie Herr Roos, der die Wichtigkeit seiner Arbeit mit klarem Blick erkennt und die Fähigkeit besitzt, dieselbe zu Ende zu führen, schließlich auch die Opferwilligkeit aufbringt, um solch' ein Werk zu unternehmen.

H. Dr. W. Rosenhain weist auf die Arbeiten des Dr. Stanton hin, die er im Nat. Physical Laboratory zu Teddington durchführte und bemerkt vor allem, daß die von Roos beschriebene Maschine, bei der zwei Pendel auf den Probestab in entgegengesetzter Richtung aufschlagen, sichtlich derjenigen analog ist, die Dr. Stanton entworfen und bereits mehrere Jahre verwendet. Bei dieser letzteren wird ein Stab, in diesem Fall ein gekerbter Stab, um 180 Grad gedreht und durch einen fallenden Hammer getroffen, worauf der Stab zurückgedreht und wieder durch den Hammer getroffen wird.

Herr Roos, fährt Dr. Rosenhain fort, zeigt eine Anzahl von Versuchen, die ähnliche Ergebnisse, wie die Wöhlerproben liefern. Die Ergebnisse Dr. Stantons zeigen, daß die gefundene Dauergrenze sehr wesentlich von dem angewendeten Schlaggewicht abhängig ist. Wenn man einen starken Schlag anwendet, so gelangt man stufenweise zu einem Resultat, welches dem der einfachen Stoßschlagprobe sehr ähnlich ist. Wenn man leichte Schläge anwendet, dann gelangt man allmählich zu einer Stufe, wo sich praktisch dasselbe Ergebnis wie bei der Wöhlerprobe zeigt.

Was diese Probe anbelangt, so wird dieselbe in der Praxis viel von jenen mißbraucht, die sie auf falsche Weise benützen. Die richtige Methode, welche, wie ich glaube, auch Herr Roos angewendet haben möchte, besteht darin, die Dauergrenze durch eine Aufeinanderfolge von Brüchen zu bestimmen, die man durch verschiedene Schlagintensitäten herbeiführt; die Dauergrenze wird dann an Hand der aus drei oder vier solchen Resultaten konstruierten Kurve gefunden. An Stelle dieser Methode verwenden manche ein schweres Gewicht, durch welches die Probe nach ein paar tausend Umdrehungen gebrochen werden kann und schließen daraus, daß das Material, welches dieser Belastung länger standhält, das bessere ist. Das ist natürlich ganz falsch. Wenn Sie anderseits eine sogenannte alternierende Biegeprobe anwenden, bei welcher ein Stab jedesmal um einen bestimmten Winkel einfach hin- und zurückgebogen wird und diese Probe eine Ermüdungsprobe nennen, so erhalten Sie etwas gänzlich Verschiedenes, was, je nach den Verhältnissen, unter welchen der Versuch ausgeführt wurde, mehr oder weniger zu bedeuten hat.

Digitized by Google

Wichtiger ist die Frage der Elastizitätsgrenze, welche von Herrn Roos in seinem Artikel berührt wird und ich würde sehr gerne eine genaue Definition dessen, was er meint, hören. Der Ausdruck wird von den verschiedenen Autoritäten der verschiedenen Nationen in verschiedenem Sinne gebraucht. Meint Herr Roos die Fließgrenze (primitive elastic limite), oder die Grenze der Proportionalität der Dehnungen oder die Elastizitätsgrenze, die durch Normalisierung mittels alternierender Schläge erhalten werden kann? Die 40 Prozent bedeuten, wie ich annehme, die Fließgrenze des Materiales im gewalzten Zustand.

H. Prof. A. Rejtő: Dem Kongresse zu Kopenhagen habe ich eine Abhandlung bezüglich der wiederholten Biegebeanspruchung der Papiere vorgelegt und bemerkt, daß das mitgeteilte Gesetz bei sämtlichen zähen Materialien, also auch bei ausgeglühtem Stahl, Gültigkeit hat.

Die genauen Daten des Herrn Roos setzten mich in die Lage, hierfür einen Beweis liefern zu können. Herr Roos führte seine Versuche auch mit ausgeglühtem Stahl aus und gab die Anzahl der Umdrehungen, die angewandte Spannung und die Daten der Zerreißversuche an, also sämtliche Daten, die zur Anwendung meiner Formel notwendig sind. Wenn die Anzahl der doppelten Biegungen also der Umdrehungen mit „n", die Zähigkeit mit „Z", die aktuelle maximale Spannung bei Zug mit „p_z", die bei der wiederholten Biegung auftretende Spannung mit „p_1" bezeichnet wird, so ist die allgemeine Formel:

$$n = Z^{f\left(\frac{p_z - p_1}{p_1}\right)}$$

Die Funktion der Exponente hängt von der Art der Beanspruchung ab. In diesem Falle fand ich, daß die Funktion durch die Quadratwurzel ausgedrückt werden kann, folglich ist die Formel $n = Z^{\sqrt{\frac{p_z - p_1}{p_1}}}$ und in Logarithmen ausgedrückt: $\log n = \sqrt{\frac{p_z - p_1}{p_1}} \cdot \log Z$.

Da bei einem Material der Wert von Z konstant ist, so kann in der Formel $\lg Z = A$ gesetzt werden und wir erhalten dann, daß $\log n = A \cdot \sqrt{\frac{p_z - p_1}{p_1}}$ sei.

Diese Formel bedeutet eine aus dem Anfangspunkte des Koordinaten-Systems ausgehende Gerade, deren Neigungswinkel (ω) von

Digitized by Google

dem Wert (Z) abhängt. Wenn als Abszisse log n, als Ordinate $\sqrt{\frac{p_2 - p_1}{p_1}}$ genommen wird, so ist $A = \text{cotg } \omega$.

n^{10^6}	log n	n_2	n_1	$\sqrt{\frac{n_2 - n_1}{n_1}}$
0.05	4.6989	93.0	35.0	1.285
0.20	5.3010	"	30.0	1.450
0.46	5.6627	"	26.0	1.610
1.01	6.0043	"	25.0	1.640
1.42	6.1522	"	24.5	1.670
3.73	6.5717	"	23.0	1.790

T_1

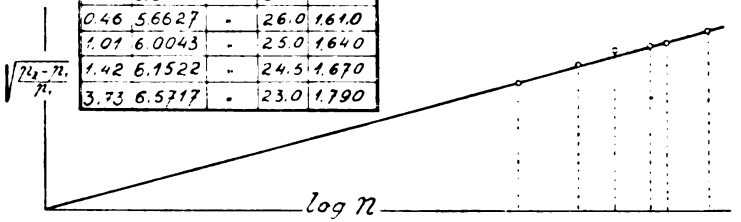


Fig. 1.

n^{10^6}	log n	n_2	n_1	$\sqrt{\frac{n_2 - n_1}{n_1}}$
0.05	4.6989	93.0	35.0	1.285
0.09	4.9542	"	35.0	1.285
0.16	5.2041	"	30.0	1.450
0.29	5.4624	"	30.0	1.450
0.60	5.7781	"	26.0	1.610
3.73	6.5717	"	23.0	1.640

T_2

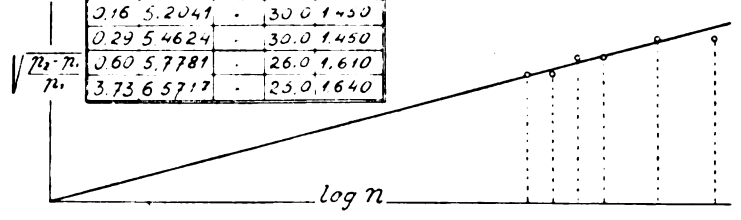


Fig. 2.

n^{10^6}	log n	n_2	n_1	$\sqrt{\frac{n_2 - n_1}{n_1}}$
0.05	4.6989	93.0	35.0	1.285
0.10	5.0000	"	30.0	1.450
0.70	5.8451	"	24.0	1.690
0.82	5.9138	"	23.0	1.790
1.10	6.0413	"	24.0	1.690
3.75	6.5740	"	22.0	1.800

T_3

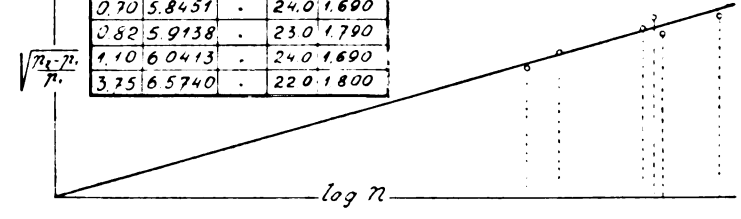


Fig. 3.

Die Werte, die Herr Roos für T_1, T_2 und T_3 angab, ergaben die Tabellen und die in Fig. 1, 2 und 3 mitgeteilten Schaubilder,

Digitized by Google

woraus ersichtlich ist, daß der Neigungswinkel fast derselbe ist und daß die Versuchsdaten in der Richtung der Geraden liegen. Man kann daraus auf die sorgfältige und genaue Durchführung der Versuche, so auch auf die Gültigkeit meiner Formel bei zähen Materialien, bei Inanspruchnahme unter der Elastizitätsgrenze schließen.

Präsident Snow erteilt, da sich niemand mehr zur Diskussion meldet, Herrn Roos das Schlußwort.

H. J. O. v. Roos: Gegenüber den Bemerkungen von Herrn Rosenhain hinsichtlich der Kerbschlagproben, die im Laboratorium zu Teddington angewendet werden, möchte ich feststellen, daß zwischen der dort angewendeten Methode und der meinigen ein deutlicher und beträchtlicher Unterschied besteht. Im Teddington Laboratorium verwendete Dr. Stanton einen in der Mitte gekerbten Stab, der durch den Schlag des fallenden Gewichtes in der Mitte getroffen wurde. Nun habe aber ich einen an einem Ende fest fixierten Stab von zylindrischer Form angewendet, welcher von der fallenden Pendelkugel jedesmal an dem freien Ende getroffen wird. Da der Probestab einen regelmäßigen Querschnitt ohne Kerbe besitzt, bin ich imstande, an Hand der mechanischen Fundamentalsätze die vorhandenen Maximalspannungen in den gespannten Fasern zu berechnen und das Resultat mit jenem der Wöhlerprobe zu vergleichen. Ich glaube, daß es wichtig ist, auf diese Weise wiederholte Schlagspannungen mit drehenden Biegungsspannungen in Beziehung bringen zu können, und so diese beiden Spannungskategorien miteinander zu vergleichen.

Ich stimme mit Herrn Rosenhain darin überein, daß wiederholte, über die Proportionalitätsgrenze hinausgehende Biegeproben, bei welchen wir bei einem fixierten Stab lineare Abweichungen von ziemlicher Größe erhalten, keinen geeigneten Dauerversuch darstellen. Es ist dies weder eine Dauer- noch eine Brüchigkeitsprobe, sondern etwas Dazwischenliegendes und sie erstreckt sich weder auf die normalen Spannungen im Maschinenteil noch auf abnormale Spannungen.

Ich habe in meinem Artikel die Dauerergebnisse mit den Proportionalitätsgrenzen bei Zugproben verglichen. Die Proportionalitätsgrenze (also nicht die Fließgrenze) wurde durch Feinmessung der Längenänderungen bei der Zugprobe bestimmt. Die Ergebnisse sind gewonnen mit genau denselben Stählen, bei derselben Wärmebehandlung, wie bei der Dauerprobe. Die Wärmebehandlung in den verschiedenen Fällen habe ich in meiner Abhandlung genau angegeben. Aus diesem Grunde sind die Resultate der beiden Proben direkt vergleichbar.

Digitized by Google

Was die Umdrehungszahl in meinem Artikel und meinen Untersuchungen anbelangt, so möchte ich bemerken, daß ich eine Million Umdrehungen zur Erzielung der Dauergrenze angewendet habe, ich glaube aber nicht, daß bei geeigneter Durchführung zehn Millionen ganz unstatthaft sein würden.

Herrn Prof. Rejtő bin ich für seine sehr interessanten Mitteilungen außerordentlich dankbar.

Präsident Snow: Den nächsten Gegenstand der Beratung bilden die Berichte „Die magnetischen und elektrischen Eigenschaften der Materialien in Beziehung zu ihrer mechanischen Prüfung" von Charles W. Burrows (IX_1) und „Die Zugfestigkeit von Flußstahl in ihrer Beziehung zur magnetischen und anderen Härteprüfungen" (IX_2) von Ralph P. Devries.

H. D. E. Doty wünscht, daß die Diskussion über beide Berichte, die Beiträge des Laboratoriums des „Bureau of Standards" sind, gleichzeitig abgeführt werde.

H. W. Ch. Burrows legt seinen Bericht „Die magnetischen und elektrischen Eigenschaften der Materialien in Beziehung zu ihrer mechanischen Prüfung" vor.

(Der Bericht zeigt an Hand von Proben, daß die magnetischen Eigenschaften deutlich durch die Gegenwart von Schiefern, Blasen und Rissen beeinflußt wird und daß die mechanischen Eigenschaften, wie die Elastizitätsgrenze, Zerreißfestigkeit und Härte, innerhalb gewisser Grenzen zu der magnetischen Reluktanz und zum elektrischen Widerstand in Beziehung stehen.)

H. R. P. Devries legt seinen Bericht über „Zugfestigkeit von Flußstahl in ihrer Beziehung zur magnetischen und anderen Härteprüfungen" vor.

(Der Bericht behandelt die Erprobung verschiedener Stähle auf die Brinellsche Härtezahl und auf Zugfestigkeit. Bei der Brinellschen Probe wurde das Gesetz des Zusammenhanges zwischen Eindruckstiefe und Drucklast bei einer und derselben Druckstelle studiert. Es ergab sich ein lineares Gesetz. Auch die Beziehung zwischen Brinellscher Härte und Zerreißfestigkeit zeigt eine lineare Funktion. Die magnetischen Eigenschaften zeigen mehr Variation, doch ergab sich, daß Stahlstäbe von verschiedener Zusammensetzung und Wärmebehandlung gewisse Beziehungen zwischen ihrer magnetischen und mechanischen Eigenschaft aufweisen.)

H. Prof. E. Heyn: Ich freue mich, daß der verlesene Bericht ein Gesetz bestätigt hat, das schon vor einigen Jahren von Professor Martens und mir gefunden wurde, nämlich, daß Proportionalität besteht zwischen der Drucklast und der Eindrucktiefe. Ich möchte

Digitized by Google

aber darauf hinweisen, daß dieses Gesetz nicht unbegrenzt gültig ist, sondern bei sehr großen Lasten nicht mehr gelten kann.

Der Präsident schließt die Diskussion und erteilt Mr. Devries das Schlußwort. Vorher macht er noch Mitteilungen betreffend Besuch des Woolworth Building Freitag früh und der neuen Untergrundbahn Samstag nachmittags.

H. R. P. Devries: Zu den Bemerkungen Prof. Heyns möchte ich sagen, daß ich mit der Tatsache vollkommen vertraut war, daß er, wie ich glaube, mit einem Spezialapparat und einer Fünfmillimeterkugel die Eindruckstiefe gemessen und dabei ein für sehr kleine Belastungen gültiges Proportionalitätsverhältnis gefunden hat. Ich habe die Gültigkeit dieses Verhältnisses nicht nur für sehr kleine Eindrucks-tiefen konstatiert, sondern für eine ganze Belastungsreihe von Null bis 3000 kg, bei Anwendung einer 10 Millimeterkugel. Auf diese Weise entfällt die von Prof. E. Meyer vom Charlottenburger Institut betonte Notwendigkeit, zwei Konstanten zu haben, um eine genaue Bestimmung durchführen zu können. Wenn man den Eindrucksdurchmesser der Kugel feststellen soll, muß man nicht nur die Belastung bestimmen, die erforderlich ist, um einen bestimmten Eindrucksdurchmesser hervorzubringen, sondern auch eine andere Konstante, die, wie Kürth gezeigt hat, von dem Grad der Kaltbearbeitung abhängt, welcher das Metall unterworfen wurde.

Präsident Snow: Wir wollen nunmehr zu dem Bericht „Beitrag zur Kenntnis der Beziehungen zwischen Temperatur und den magnetischen Eigenschaften des Eisens und Stahles" aus dem Laboratorium der Werke Schneider & Co. in Le Creusot (IX_4) übergehen.

(In demselben wird über zahlreiche Permeabilitätsproben berichtet, die mit verschiedenen Kohlenstoffstählen bei verschiedenen Temperaturen (bis 850° C) gemacht wurden, berichtet. Die Probeanordnung wird beschrieben. Es wurden drei Formen Probestäbe benützt: ein kurzer, langer und ringförmiger. Die drei Formen ergaben sehr verschiedene Magnetisierungskurven: bei den langen Stäben erstreckt sich das Verschwinden des Magnetismus über einen großen Temperaturraum, bei den kurzen erfolgt das Verschwinden plötzlich. Der kritische Punkt A_r der in Kurven hervortritt, ist umkehrbar, der kritische Punkt A_1 nicht. Bei ansteigender Temperatur zeigt sich bei 200° ein Abfall der Permeabilität. Im schwachen Feld zeigt sich mit steigender Temperatur ein Ansteigen der Permeabilität, das eine Folge der Abnahme der Hysteresis und Koerzitivkraft ist.)

H. Ed. Saladin legt den Bericht vor und gibt einen Inhaltsauszug.

Digitized by Google

Präsident geht zum Bericht von M. Malaval „Über Bruchfestigkeit zylindrischer Röhren" (X_5) über.

(Der Bericht enthält eine Studie unter Durchführung von Zug- und Druckbeanspruchung von zylindrischen Röhren mit dem Ergebnis, daß die Zug- und Druckdiagramme in ihrem ganzen gemeinsamen Verlauf übereinstimmen. Sie behandelt das Entstehen bleibender Deformationen unter Wirkung wachsender Drücke und zeigt die Möglichkeit, unter Benützung bleibender Formveränderungen, Geschützrohre in bezug auf Festigkeit und Wirtschaftlichkeit zu verbessern.)

H. M. Malaval legt den Bericht mit folgenden Begleitworten vor:

Die Festigkeitsberechnungen erfolgen im allgemeinen auf Grund der Formeln der Elastizitätstheorie. Leider läßt die reine Elastizitätstheorie nur ein enges Anwendungsgebiet zu. So ist für Rohre, deren Wandstärke nahezu gleich dem inneren Durchmesser ist, dank den Fortschritten der Metallurgie und Stahlerzeugung, die Festigkeit auf Grund der Elastizitätsformeln nur $^1/_5$ der tatsächlichen größten Festigkeit. Die wichtigste Aufgabe war es, den Beginn der bleibenden Deformationen unter Wirkung zusammengesetzter Kräfte zu bestimmen; der Bericht gibt die in dieser Beziehung gemachten Erfahrungen wieder. Die anschließend daran behandelte Frage der Festigkeit zylindrischer Röhren ist eine der einfachsten, da man die Schubwirkungen vernachlässigen kann und man, wie der Versuch zeigt, auch die Festigkeitserscheinungen des Metalles die einfachen aus Zug- und Druckversuchen gewonnenen Beziehungen anwenden kann.

H. Prof. A. Rejtő gibt seiner Befriedigung Ausdruck, daß der Autor alle Zerstörungswirkungen auf den jeweilig wirksamen und nicht auf den ursprünglichen Querschnitt reduziert. Auf diesem Wege findet er die Koinzidenz der Druck- und Zugkurve, was der Redner schon früher (am Kongreß in Stockholm), bei der Berechnung der zähen Formbarkeit angewendet hat. Ich glaube, sagt er weiter, daß die Berechnung der Spannung, bezogen auf den jeweiligen Querschnitt und des Wertes der zähen Formbarkeit langsam in der Materialprüfung Platz greifen wird, da doch auf diese Weise die Beurteilung der Materialien viel leichter ist, als heute, wo wir die Spannung nicht nach dem jeweiligen, sondern nach dem ursprünglichen Querschnitt berechnen.

Präsident Snow: Ich will, um bezüglich der An- oder Abwesenheit der Berichterstatter sicher zu sein, nochmals die Namen der Autoren verlesen. Es stehen noch auf dem heutigen Programme die Berichte von O. Boudouard, J. B. Kommers, de Nolly and Veyret, P. Weiß und F. Robin.

Digitized by Google

Präsident Snow: Ich werde soeben verständigt, daß Mr. Moldenke über die Berichte von J. B. Kommers „Dauerversuche: I. Untersuchung über eine für die Praxis brauchbare Dauerprobe. II. Vorschlag über einen Qualitätsfaktor und für eine Normenprobe mit Versuchsergebnissen unter Verwendung von verschiedenen Materialien" (V_{4a} und V_{4b}) referieren will.

(Ad I. Der Bericht bringt Studien über die Brauchbarkeit einer nach Art der Landgraf-Turnerschen gebauten Maschine für Dauerproben zu kommerziellen Zwecken. Die erhaltenen Resultate zeigen große Übereinstimmung, wenn die Durchbiegungen groß genug gewählt werden. Die Schlagwirkung und die Geschwindigkeit der Schwingungen sind ohne praktischen Einfluß. Die Oberflächenbeschaffenheit der Probe beeinflußt das Resultat stark. Geschliffene Stäbe eignen sich für die Praxis sehr gut; sie geben fast gleiche Ergebnisse wie polierte.

Ad II. Der Autor schlägt eine Methode vor, um die spezifische Spannung bei Dauerproben zu bestimmen und empfiehlt als Vergleichsmittel für den Gebrauchswert der Materialien einen Qualitätsfaktor, der aus dem Produkt der spezifischen Spannung und der Zahl der Beanspruchungszyklen dividiert durch 10.000 gebildet wird. An zahlreichen interessanten Versuchsergebnissen wird die Bedeutung des Qualitätsfaktors gezeigt.)

H. Dr. Moldenke legt die Berichte vor.

Präsident Snow eröffnet die Diskussion.

H. Henry Souther: Wie ich glaube, finden Beanspruchungen über eine gute Elastizitätsgrenze hinaus in der Praxis nur wenig aufeinanderfolgende Wiederholungen und sind solche bei normalen Strukturen gewiß nicht beobachtet worden.

Ein spezieller Fall, auf den ich hinweisen möchte und bei dem diese Probe von Wert ist, betrifft Hufnägel. Es hat sich in der Praxis ergeben, daß ein guter Hufnagel sich mindestens dreimal im rechten Winkel vollkommen hin- und zurückbiegen lassen muß. Eine derartige Probe zeigt jeden brüchigen Nagel, enthüllt auch eine eventuell schlechte Wärmebehandlung beim Walzen, Ausglühen und Ausklauben. Abgesehen aber von diesem und vielleicht einem oder zwei anderen praktischen Fällen, kann ich keinen großen Wert in der Erprobung eines Materialstückes in einer Art sehen, die im praktischen Betrieb unmöglich angewendet werden kann. Sie mag für die Theorie von Nutzen sein und vielleicht auch gewisse physikalische Strukturen offenbaren, der praktische Wert wird aber immer nur ein sehr beschränkter sein.

Präsident Snow: Das Resolutions-Komitee hält heute um 5 Uhr nachmittags seine Sitzung ab.

Digitized by Google

Die Berichte der heutigen Tagesordnung, die bisher nicht behandelt wurden, sind die von Dr. T. E. Stanton „Neuere Untersuchungen über den Widerstand der Metalle gegen abwechselnde Beanspruchungen" (V_1), von O Boudouard „Ermüdung der Metalle" (V_3), von de Nolly and Veyret „Über die magnetischen Eigenschaften der im Dynamobau verwendeten Eisenbleche" (IX_5), von Prof. P. Weiß „Die magnetischen Eigenschaften der Legierungen der ferromagnetischen Metalle: Eisen-Nickel, Nickel-Kobalt, Kobalt-Eisen (II_{17}) und von F. Robin „Über einige mechanische Eigenschaften der Metalle bei höheren Temperaturen" (VII_2) und „Veränderung der Härte der Stähle mit der Temperatur" (VII_3).

Wenn niemand ihre Behandlung wünscht, werde ich sie mit Rücksicht auf das für die anderen Verhandlungstage bestehende Arbeitsprogramm auf unbestimmte Zeit zurückstellen.

(Stanton berichtet über die seit 1904 im Nat. Phys. Laboratory zu Teddington über Dauerfestigkeit der Metalle angestellten Proben, die teils mit kontinuierlich wechselnden Kräften, teils unter wechselnder Stoß- und Zugbeanspruchung (Stoßwirkung) vor sich gingen. Die erste Art der Dauerbeanspruchung ergab, daß die Schnelligkeit der Spannungswechsel (bis zur Größe von 7000 Wechsel in der Minute) keinen Einfluß auf das Widerstandsergebnis hat. Die Erprobung der zweiten Art, die seit 1907 mit einer Maschine besonderer Konstruktion durchgeführt wurde, daß bei geringer Anzahl von Schlägen bis zum Bruch, die relativen Widerstandsgrößen mit jener der einfachen Schlagprobe übereinstimmten. War jedoch die Schlaganzahl eine größere, so waren die Widerstandsverhältnisse im direkten Gegensatze zu jenen der einfachen Schlagprobe.)

(Der Bericht Boudouards bespricht eine neue Prüfungsmethode für Metalle, beruhend auf der Dämpfung der Schwingungen eines Metallstabes. Der Verlauf der Dämpfung wird in Dämpfungskurven dargestellt. Der Ausschlag des Stabes wird mittels Elektromagneten erzielt. Auf solche Weise sind verschiedene Arten Kohlenstoffstahle und Puddeleisen erprobt und die Beziehungen zwischen Dämpfungsgeschwindigkeit und dem Kohlenstoffgehalt und Widerstand gegen wechselseitige Beanspruchung studiert worden.)

(Im Berichte von de Nolly und Veyret wird über Messungen der Permeabilität, der Hysteresis, des Widerstandes und des gesamten Wattverlustes bei Blechen verschiedener Zusammensetzung und verschiedener mechanischer und thermischer Behandlung berichtet. Die Schlußfolgerungen sind folgende:

1. Eisen von annähernd folgender Zusammensetzung zu verwenden: $C < 0{\cdot}1\%$, Si = 3—4%, $Mn < 0{\cdot}3\%$, S und $P < 0{\cdot}03\%$.

2. Die Bleche nach dem Walzen bei 750—800° auszuglühen, diese Temperatur aufrecht zuerhalten und die Bleche langsam abzukühlen.

3. Das Walzen bei niedriger Temperatur zu beendigen.

4. Die Kalthärtung der Bleche nach dem Ausglühen zu vermeiden.)

Digitized by Google

(Die im Berichte des H. Prof. P. Weiß erörterten Untersuchungen der magnetischen Eigenschaften von Legierungen hat zu der Erkenntnis eines gemeinsamen Maßes des magnetischen Momentes der Atome geführt, das Weiß Magneton nennt. Die Forschungen haben die Existenz und überwiegende Rolle der Verbindungen Fe_2Ni und Fe_2Co bewiesen. Diese letztere liefert ein Metall, das bei gewöhnlicher Temperatur eine um 10% höhere Sättigungsmagnetisierung als das reine Eisen besitzt.)

(Der erstgenannte Bericht Robins behandelt die Änderung der mechanischen Eigenschaften der Metalle mit der Temperatur und bespricht durchgeführte Proben zur Erklärung gewisser bei Eisen, Nickel und Kupfer etz. auftretenden Erscheinungen. Die Untersuchungen haben ergeben:

Die Änderung der mechanischen Eigenschaften der Elemente mit Ausnahme des Eisens erfolgt ziemlich regelmäßig; man findet in den Diagrammen Richtungsänderungen. Manchmal entsprechen die plötzlichen Abbiegungen allotropen Umwandlungen (Nickel).

Das Eisen und die perlitischen Stähle leisten den statischen Beanspruchungen gegenüber bei 100° ein Minimum, bei 250° ein Maximum des Widerstandes und bieten bei 500° eine plötzliche Richtungsänderung (in Übereinstimmung mit den Ergebnissen zahlreicher Forscher). Dynamischen Beanspruchungen gegenüber ist das Widerstandsminimum nahe an 300°, das Maximum bei 500°.

Die bleibende (remanente) Kaltreckung, die auf verschiedene Weise gemessenen Änderungen der Brüchigkeit und Zähigkeit im warmen Zustande lassen die beobachteten Erscheinungen auf eine immer geringer werdende Zahl von Ursachen zurückführen und im weiteren Verlauf auf eine gewisse Einheit schließen.)

(In dem letztgenannten Berichte Robins ist auf die Eignung der Kugeldruckprobe zur Bestimmung der Härte bei den verschiedenen Temperaturen hingewiesen und das Ergebnis der Untersuchungen kurz zusammengefaßt, die der Verfasser bezüglich Einfluß der Temperatur auf die Härte der Metalle angestellt und in den Jahren 1908 und 1909 in der Revue de Metallurgie veröffentlicht hat.)

Präsident Snow: In den amerikanischen Ingenieur-Vereinen ist es Gepflogenheit, jeden Dank für die als Pflicht geltende Vorlage von Berichten zu vermeiden. Ich höre, daß dies in dem Verbande nicht so ist. Ich danke daher allen Autoren des heutigen Verhandlungsprogrammes für die vorgelegten Berichte, im Namen des Kongresses, gleichgültig, ob sie sie selbst vorgelegt haben oder nicht, und vertage die Sitzung auf heute 2 Uhr nachmittags.

Digitized by Google

3. Sitzungstag, Donnerstag, den 5. September, nachmittags.

Präsident Hunt eröffnet um 2 Uhr 15 Minuten die Sitzung. Er stellt den Vize-Präsidenten John McLeod der Versammlung vor, der die Nachmittagssitzung leiten wird. H. McLeod nimmt den Präsidentensitz ein.

Präsident McLeod: Wir haben acht Berichte auf der Tagesordnung der Nachmittagssitzung und ich bitte, in der Behandlung darauf Bedacht zu nehmen, daß ihr Schluß um 4 Uhr 30 Minuten erfolgen muß. Ich will Berichte und die Berichterstatter verlesen und bitte die anwesenden Berichterstatter, sich zu melden. (Der Präsident tut dies.)

Wir wollen nun den Bericht von J. P. Snow „Über amerikanische Schienenverhältnisse" (X_9) in Behandlung ziehen.

(Der Bericht bringt eine kurze Entwicklungsgeschichte der Schienenverhältnisse. Im Jahre 1893 wurden Normalprofile geschaffen. Ungünstige Ergebnisse führten zu umfassenden metallurgischen Untersuchungen von Howard und Wickhorst sowie zunächst zu Schienenprofilen mit starkem Fuß (1907). Die Erkenntnis, daß Seigerungserscheinungen der Feind der Schiene sind, dringt durch und bringt die Schienenqualität in enge Beziehung zur Erzeugungsart. Die Schienenfrage wird seither eifriger von Forschern in Fühlung mit den Werken betrieben. Doch der Komplex der Einflüsse ist groß und die Lösung des Problems nicht einfach.)

H. J. P. Snow legt den Bericht vor.

Präsident McLeod: Der Bericht steht zur Diskussion offen. Es besteht jedoch der Vorschlag, die Diskussion zu verschieben, bis alle Berichte der gleichen Richtung vorgelegt sind und dann erst eine gemeinsame Diskussion vorzunehmen.

Da die Herren O. Gallander (Autor des Berichtes: „Bestimmung der Tiefe von Rissen in Materialien, welche Elektrizität leiten") (IX_7) und J. E. Stead (Autor des Berichtes: „Über Zusammenschweißen von Blasen und Hohlräumen in Stahlblöcken") (II_3) nicht anwesend sind, gelangt vorerst der Bericht „Über ein Mittel, Schienenbrüche im voraus zu erkennen" von A. Mesnager (X_6) zur Erörterung.

(Der Bericht gibt ein Mittel an die Hand, um Querrisse am Schienenkopfe, die die Ursache von drei Vierteln aller Schienenbrüche sind, leicht festzustellen. Man feilt die obere Schichte von ungefähr $^1/_{10}$ mm Dicke weg und läßt einige Minuten auf die Oberfläche eine schwache Lösung Schwefelsäure oder Salzsäure einwirken. Noch besser treten die Risse hervor, wenn man auf der abgeriebenen Oberfläche eine 3%ige Tannin- oder Gallussäure-Lösung 3—4 Minuten stehen läßt und dann abwischt. Sabouret beschmiert hierauf die mit Säure behandelte

Digitized by Google

Oberfläche mit Druckerschwärze, die er dann abwischt, so daß die Druckerschwärze nur in den Ritzen stehen bleibt und ein Bild der Risse auf weißem Papier abgedruckt werden kann.)

H. Prof. A. Mesnager legt den Bericht vor:

Präsident McLeod: Wir gehen zu dem Bericht von J. E. Howard „Über die Fortschritte bei Erprobung von Stahlschienen" (X_8) über.

(Der Bericht zählt die verschiedenen Beanspruchungsarten auf, denen die Schiene beim Befahren infolge des Raddruckes ausgesetzt ist. Wir kennen aber nur die Art, nicht die Größe. Die Beobachtung der Betriebsbeanspruchungen, der Gleisverhältnisse und der Güte des Gefüges der Schiene führt zu mechanischen Erprobungen, die geeignet sind, sich eines entsprechenden Schienenmateriales zu vergewissern. Es scheinen auch Spezialproben zur Erreichung eines einwandfreien Halbfabrikates angezeigt, die dann eine Vereinfachung der Übernahmsprobe ermöglichen würden.)

H. J. E. Howard legt den Bericht vor und bemerkt hiezu folgendes:

Meine Herren! Ich halte es nicht für nötig, zu den im Berichte gemachten Anregungen noch irgend etwas besonderes hinzuzufügen. Die Absicht bestand darin, durch Aufzählung einer Reihe von Beanspruchungen, denen Schienen ausgesetzt sind, die Aufmerksamkeit auf die Tatsache zu lenken, daß ein weites Netzwerk von Konstruktionsformen über das ganze Land verbreitet ist, bezüglich dessen Verhalten im Betriebe wir sehr geringe Kenntnis besitzen.

Brücken und Bauten werden mit einem sorgfältigen Sicherheitsfaktor konstruiert und man zieht auch dabei meist die arbeitende Faserbeanspruchung ins Kalkül, aber in bezug auf Schienen sind wir in bedauerlicher Unkenntnis dessen, was in Gleisen geschieht und demgegenüber stellt der Artikel einen Versuch dar, die Aufmerksamkeit auf jene Kenntnis zu lenken, die wir durch experimentelle Beobachtung der Gleise selbst gewinnen sollen.

Präsident McLeod: Nach der Regel, daß die Diskussion erst nach Vorlage aller einschlägigen Berichte verschoben wird, wollen wir zum nächsten Bericht übergehen, betitelt „Erprobung von Schienen auf Dehnung und Zähigkeit mittels der Schlagprobemaschine" (X_7) von Dr. P. H. Dudley.

(Dudley berichtet über Dehnungs- und Zähigkeitsproben, die als Kontrolle für die Erzeugung im Walzwerke vier Stunden, nachdem die Ingots einer Charge gegossen waren, auf der Schlagprobemaschine vorgenommen wurden. Die Probe führte zu einer Verbesserung des erzeugten Produktes, da die Zähigkeit auch der Prutstein für dessen Gleichförmigkeit wurde. Die Ergebnisse der Probe gaben auch

Digitized by Google

ein Mittel an die Hand die chemische Zusammensetzung der jeweiligen Werkspraxis und den Betriebsanforderungen anzupassen. Die Prüfungsmethode wurde grundlegend für die New York Central and Hudson River Railroad Cy.)

Dr. P. H. Dudley legt seinen Bericht vor.

Präsident McLeod: Der nächste Bericht ist betitelt: „Amerikanische Forschungsarbeiten über Schienen, durchgeführt von den Eisenbahnen im Verein mit den Eisenwerken" von M. H. Wickhorst (X_{11}).

(Die zunehmende Zahl von Schienenbrüchen hat zu Untersuchungen Anlaß gegeben, um die Umstände, die die Eigenschaften der fertigen Schienen beeinflussen, festzustellen. Die Untersuchung erstreckte sich auf die Seigerungserscheinungen im Ingot und den Einfluß der Ingotgröße auf diese. Das Studium über die Zähigkeit führte zu dem Ergebnis, daß die Schlagprobe unter Zugspannung des Kopfes besser die Zähigkeit erkennen läßt als die Schlagprobe unter Zugwirkung des Fußes. Die Walztemperatur zeigte sich von großem Einfluß. Die Untersuchungen sollen fortgesetzt werden.)

H. H. Wickhorst: Ich möchte im Anschluß an meinen Bericht nur ein Wort über die Natur der Mängel sagen, die bei uns gegenwärtig auftreten, da die Art der Mängel, auf welche Herr Mesnager hinwies, uns hier nicht geläufig sind. Wiewohl ich von Mängeln dieser Art, von Sprüngen, die vom oberen Teil des Kopfes durch die Schiene hindurchgehen, gehört habe, scheinen solche doch sehr selten zu sein.

Die Mängel, die in den Vereinigten Staaten auftreten, können in zwei Hauptkategorien geteilt werden: erstens die Kopfmängel, die durch dieses Bild dargestellt werden (hinweisend auf die Zeichnung im Artikel) und zweitens haben wir die sogenannten „gebrochenen Schienen und gebrochenen Füße. Die Kopfmängel kommen meist in dem dem oberen Ingotteil entstammenden Metall vor. Wann immer wir Schienen, die derartige Mängel zeigen, untersuchen, finden wir Seigerungen, manchmal auch Einwalzungen, vielleicht auch Schlackenerscheinungen und strukturale Unvollkommenheiten. Wenn wir eine solche Schiene ätzen, erhalten wir ein Bild, das der uns dieser Tage von Herrn Rosenhain vorgeführten Photographie sehr ähnlich ist.

Wenn sich eine Schiene im Betrieb befindet, so bewirkt die Belastung, daß das obere Ende des Schienenkopfes seitwärts gedrückt wird. Schienen sind am oberen Ende immer schmiegsam, wenn aber das Material nicht auch im Innern schmiegsam ist, kann es sich nicht mit der oberen Schicht ausdehnen und das natürliche Ergebnis ist ein Riß. Es kann hierbei vorerst eine Unvollkommenheit vorhanden sein

Digitized by Google

Es können Schlacken oder nur etwas stärkere Seigerungen von Kohlenstoff oder Phosphor den Anlaß geben.

Die andere Art der Mängel kommt in größerer Zahl vor und scheint von einer Naht auf der Unterseite des Fußes auszugehen. Das heißt, die Unterseite des Fußes besitzt etwa einen Riß von $^1/_{16}$ bis $^1/_8$ Zoll Tiefe oder mehr, der Riß ist vielleicht nur ein paar Fuß lang oder er läuft auch die ganze Schienenlänge entlang. Wenn eine solche Schiene nicht ganz vollkommen gelagert ist, sobald die Belastung auftritt, wenn z. B. diese Lagerung sich in einer Biegung befindet, dann hat der Riß das Bestreben, sich zu öffnen. Manchmal bricht ein Fußstück kurz ab, ein anderes Mal wieder bricht der Fuß, aber der Bruch verbreitet sich nach aufwärts durch den ganzen Querschnitt. Das Material solcher Schienen mag — mit Ausnahme der Naht — in allen Teilen sehr gut sein.

Präsident McLeod: Wir wollen zum nächsten Bericht übergehen, lautend: „Gewähr für fehlerfreie Stahlschienen" von R. W. Hunt (X_{10}).

(Der Bericht weist darauf hin, daß die fehlerhaften Schienen vor allem eine Folge der im Ingot sich bildenden Lunker und Seigerungen sind. Je größer der Ingot, desto größer die Schwierigkeit, fehlerfreie Abgüsse zu erhalten. Die Bemühungen, die Seigerungen und Lunker durch Verkleinerungen der Blöcke zu bekämpfen, sind teuer. Der Autor befürwortet die üblichen Fall- und Kerbproben und außerdem Prüfungen aller Schienen aus dem oberen Teile eines jeden Blockes. Nach Versagen sollten diese Schienen verworfen und die Schienen des nächsttieferen Blockteiles geprüft werden. Ätzproben zeigen Seigerungen an. Das beste Mittel, fehlerfreie Schienen herzustellen, besteht vorderhand darin, das obere Ende des Blockes für Walzschienen zu verwerfen. Das größere Schienenprofil verlangt ganz besondere Vorsicht in der Behandlung dieser Frage.)

H. Kapitän R. W. Hunt gibt einen Auszug aus seinem Bericht und sagt zur Einleitung der Diskussion folgendes:

Was ich in dem Artikel zu sagen versuchte, ist, daß ohne Rücksicht darauf, wie die chemische Zusammensetzung des Stahles sein mag, jeder Ingot der aus dem betreffenden Metall gegossen wird und aus welchem die Schienen dann gewalzt werden, seine eigene Individualität besitzt und daß daher die Gesundheit der Schienen sehr von der Gesundheit des individuellen Ingots abhängig ist.

Die in Amerika angewendete Probe schreibt vor, daß eine entsprechende Anzahl von Fallproben für jede Stahlcharge gemacht werden soll. Während nun die Fallprobe, soweit es sich um die Bestimmung des physikalischen Charakters des Metalles handelt, vielleicht ganz

Digitized by Google

hinreichenden Schutz zu bieten vermag, wäre nach meinem Dafürhalten eine weitere Probe mit den Schienen eines jeden Ingots durchzuführen, um sich zu vergewissern, ob dieser individuelle Ingot gesund war. Die drei von je dreißig Ingots, von welchen Sie eine Fallprobe machen, können ganz unwahre Ergebnisse liefern, denn Sie müssen ja nicht gerade den defekten Ingot erwischen, wenn defekte Ingots vorkommen, oder Sie können auch gerade den defekten Ingot erwischen und alle anderen sind gut. Darum soll nach meiner Meinung jeder Ingot erprobt werden und ich führe in meinem Artikel aus, wie dies durchgeführt werden könnte, ohne daß dadurch die Herstellungskosten in nennenswerter Weise erhöht werden. Weiters habe ich, gestützt auf lange Erfahrung, in meinem Artikel dargelegt, daß je größer der Querschnitt des Ingots ist, um so mehr die Seigerungen zunehmen. Weiter habe ich unter Hinweis auf den Lunker, der bekanntermaßen in fast allen Ingots vorkommt und in noch größerem Umfang dort existiert, wo Ingots unter den bei dem heutigen Erzeugungsvorgang vorwiegenden Verhältnissen gegossen werden, und gestützt auf die Erfahrung, die ich bei der Erzeugung von hochwertigeren Produkten, als es Schienen sind, wie z. B. Stahl für Geschütze, Panzerplatten, schwere Schmiedestücke, Wellen und ähnliche Verwendungszwecke gewonnen habe, welche Erfahrung absolut bewiesen hat, daß der obere Teil des Ingots, das sind mindestens $33^1/_3\%$ desselben, um wünschenswerte Sicherheit zu gewährleisten, entfernt werden muß, die Forderung ausgesprochen, daß unter den bestehenden Verhältnissen auch für die Schienenerzeugung der Ingot in dieser Weise abgeschopft werden muß.

Präsident McLeod: Bevor wir in die Diskussion eingehen, bitte ich um Aufmerksamkeit für Prof. Belelubsky.

H. Prof. Dr. Belelubsky macht eine kurze Mitteilung über die umfangreichen, unter Anwendung aller zurzeit als vollwertig betrachteten Prüfungsmethoden durchgeführten Schienenproben, die in der Zeit von 1900—1906 im Laboratorium des kaiserlich russischen Institutes der Wegebau-Ingenieure zur Untersuchung kamen. Mehr als 200 dem Betriebe entnommene Schienen wurden nach einem Programme chemischer Analysen, mikrographischen, Abnützungs- und allen bestehenden mechanischen Proben unterworfen. Der Redner habe beim Brüsseler Kongreß den größten Teil der Ergebnisse vorgeführt. Seither habe eine spezielle Kommission die Resultate geprüft und eine Anzahl Mitarbeiter in Monographien ihre Bedeutung behandelt. Solche Monographien stammen von M. Taguéeff (über Schlacken-

Digitized by Google

einschlüsse), von Ingenieur Bogouslawsky, Babock und M. Drouginine (über Kerbproben). Die Studie des M. Taguéeff über Schlackeneinschlüsse stimmt mit den Untersuchungsergebnissen des M. Rosenhain überein.

Die Untersuchungen haben ungefähr gezeigt, daß die Lebensdauer der Schiene vornehmlich von der Härte des Materiales, von der Höhe der Elastizitätsgrenze (eigentlich Proportionalitätsgrenze) sowie von den thermischen Einflüssen während der Erzeugung ab. Die seit 1909 für Rußland maßgebenden Lieferungsbedingnisse sind auf Grundlage dieser Studienergebnisse geschaffen worden. Es sind obligatorisch vorgeschrieben: Schlagproben und wissenschaftliche Untersuchungen — nach allen erwähnten Methoden — und zwar die Schlagprobe für jede Schmelzung, die wissenschaftlichen Proben von je einer Schiene aus der Erzeugung einer Woche. Die Ergebnisse haben die Wichtigkeit einer sehr hohen Proportionalitätsgrenze ergeben, da die Differenzen in der Kontraktion etc. die Qualität der Schiene nicht so manifestieren wie die Höhe der Proportionalitätsgrenze. Die seit Jahren auf dieser Basis geübte Übernahmspraxis wird Gegenstand eines eingehenden Berichtes am nächsten Kongresse zu St. Petersburg bilden. Doch können die technischen Laboratorien der ganzen Welt schon jetzt die umfangreiche Publikation vom genannten Institute erhalten.

Präsident McLeod: Es liegt ein schriftlicher Diskussionsbeitrag von Mr. Hibbard vor:

H. Prof. Marburg verliest den nachstehenden Beitrag:

H. Henry D. Hibbard: Es ist zweifellos notwendig, daß, wie Capt. Hunt und andere vor ihm gesagt haben, das Material für die Erzeugung einer gesunden Schiene oder irgendeiner anderen Art von gesunden Eisenstäben einem gesunden Ingot entstammen muß. Der Ungesundheit im Ingot kann sehr leicht Ungesundheit im Endprodukt folgen.

Wir wollen uns zuerst darüber im klaren sein, daß die drei als Lunker, Hohlräume und Seigerungen bekannten Defekte, die in den meisten Fällen die Ursache der Fehlerhaftigkeit des Schieneningots bilden, voneinander vollkommen verschieden, auf ganz verschiedene Ursachen zurückzuführen sind und daß man daher gegen jeden der drei, wenn überhaupt, so ganz gesonderte Mittel ergreifen muß.

Der Lunker ist ein physikalischer Defekt, der auf die physikalische Ursache der Volumenverminderung des Metalls, wenn dasselbe Hitze verliert, zurückzuführen ist. Gesunder Stahl neigt immer zu Lunkerbildung.

Digitized by Google

Hohlräume sind ein physikalischer Defekt, der auf die chemische Ursache von in dem Metall befindlichen Gas zurückzuführen ist, welches durch Lösung frei wird und während des Erstarrens im Metall verbleibt.

Seigerungen sind ein chemischer Defekt, zurückzuführen auf die physikalische Ursache der Konzentration von nichtmetallischen Bestandteilen im Metall, die gleich vielen anderen erstarrenden Gemengen oder Lösungen fest werden.

Es erscheint vernünftigerweise naheliegend, daß man dem Lunker und den Seigerungen, die auf physikalische Ursachen zurückzuführen sind, durch physikalische Mittel zu begegnen trachtet, während man den Hohlräumen, die durch chemische Vorgänge veranlaßt werden, durch chemische Mittel entgegenarbeitet.

Die Abhilfe gegen Hohlräume besteht in der Sorge, daß ein Metall knapp vor den letzten Zuschlägen nur noch ein entsprechendes Minimum von gelöstem Gas und Eisenoxyd besitzt und daß man zum Schlusse genügend Auflösungsmittel (Silizium oder ein äquivalentes Produkt) beisetzt, um die Gase so lange im Stahl in Lösung zu halten, bis derselbe erstarrti Dabei muß aber der Stahl richtig erzeugt oder geschmolzen sein.

Die Abhilfe gegen Lunker beruht in einer Kompression des Ingots während der Erstarrung. Diese Kompression muß mit der im Innern im Vergleich zu den äußeren Partien wachsenden Abnahme des Volumens des Ingots Schritt halten.

Gegen Seigerungen kann man sich teilweise dadurch helfen, daß man den Grad der Kompression vor der endlichen Erstarrung steigert, so daß einige der noch flüssigen Metalle vom unteren Teil des Ingots in den oberen getrieben werden. Der Ingot soll in einer sich verengenden Form mit dem breiten Ende nach oben gegossen werden. Der Druck soll horizontal wirken und wenn die Ingotform eingesetzt ist, soll der Druck auf den Ingot kontinuierlich, wenn auch langsam bis zum vollständigen Erstarren einwirken. Eine Reihe von Vorschlägen zum Schutze gegen Lunker sieht eine einzelne Prozedur vor, entweder Druck in der Presse oder Walze oder Einsatz eines Metallstückes, um den Lunker zu füllen. Eine kleine Überlegung beweist aber, daß es nicht ein Moment ist, in welchem eine einzelne Prozedur zu dem gewünschten Resultat führen kann. Das Hiltsmittel muß ein kontinuierlich wirkendes sein.

Digitized by Google

Der Druck bewirkt eine Verringerung des Querschnittes und der Anzahl von Hohlräumen, soferne solche in Bildung begriffen sind; er vermag aber allein ihre Bildung nicht zu verhindern.

Zur Herstellung eines gesunden Ingots müssen die folgenden Schritte eingeschlagen werden:

1. Das Metall muß vor den letzten Zuschlägen, die sowohl zur Richtigstellung der Zusammensetzung wie auch zur Verbesserung der Qualität gegeben werden, ein entsprechendes Minimum von Gasen, von Eisenoxyd und auch von den üblichen Unreinigkeiten enthalten.

2. Die letzten Zuschläge müssen derart sein, daß sie einen festen, glühenden Stahl ergeben, der praktisch frei von Hohlräumen ist.

3. Der Ingot soll mit dem breiteren Ende oben gegossen werden, um die Lunker auf das obere Ende zu lokalisieren. Hierbei soll eine sich verengende (kollapsible) Form verwendet werden.

4. Die den Ingot enthaltende Form soll 15 Minuten nach dem Abguß in eine langsam wirkende horizontale Presse gebracht werden, wobei das obere Drittel durch seitlichen Druck langsam gepreßt wird, bis das Ganze fest ist. Knapp vor dem Erstarren der letzten Metallpartien soll der Druck beschleunigt werden, so daß einige der ausgeseigerten Unreinigkeiten an das obere Ende getrieben werden. Der Grad der Preßarbeit soll derart sein, daß das Niveau des geschmolzenen Metalles immer am oberen Ende des Ingots bleibt.

Der Vorschlag in dem Artikel, das obere Blockende eines jeden Schieneningots auf Winkellaschen zu verwalzen, fordert Widerspruch heraus, da die Laschen einen wichtigen Teil der Gleiskonstruktion darstellen und die Verwendung eines eingestandenermaßen minderwertigen Materiales bei Eintritt eines Unfalles infolge Defekts an dieser Stelle schwer zu rechtfertigen wäre. Die aus dem Ende eines gesunden Ingots erzeugte Schiene muß praktisch ebenso gut sein wie die anderen.

In einem Walzwerk würde natürlich die Ingot-Kompression im Zusammenhange mit dem Abstreifen des Blocks aus der Kokille geschehen, und zwar in derselben Werkstätte, die natürlich entsprechend vergrößert werden müßte, um auch Pressen aufnehmen zu können.

Die Kosten des Pressens würden nach einem guten Verfahren viel geringer sein als jene des Abschopfens von 30% oder sogar der Hälfte des Ingots.

H. R. W. Hunt: Ich möchte auf Herrn Hibbards Kritik mit ein oder zwei Worten antworten. In erster Linie werden Sie ja zugeben, daß ich die Möglichkeit der Verbesserung des Gießvorganges, wie der

Digitized by Google

selbe zurzeit besteht, keineswegs ausschließen will und was die Gefahr der Verwendung des oberen Ingotteiles für Winkellaschen betrifft, so muß daran erinnert werden, daß der Stahl bei der Manipulation des Stanzens und Streckens solcher Teile auf einen sehr kleinen Querschnitt gebracht wird, es sind ja kurze, leicht zu handhabende Stücke, und sie bieten daher jede Möglichkeit einer strengen physikalischen Prüfung und Ausscheidung jener Stücke, die sichtbare Mängel aufweisen. Selbstverständlich können Sie diejenigen Stellen, welche ausgeseigert sind, nicht eliminieren, aber jene, die Risse und Lunker zeigen können sehr leicht entdeckt werden.

Abgesehen von alledem habe ich noch nie von einem Eisenbahnunfall gehört, der durch Bruch einer Winkellasche herbeigeführt worden wäre. Man darf nicht vergessen, daß ja zwei solche Laschen die Schiene umfassen und daß ihre Hauptaufgabe darin besteht, die Belastung des rollenden Gewichtes zu übertragen und die Schienen an der richtigen Stelle festzuhalten. Unter den bestehenden Verhältnissen sind viele derselben gebrochen und wurden von den mit der Gleiserhaltung betrauten Leuten ausgewechselt, ohne Unfälle oder verzögernde Wirkungen auf dem Bahnkörper verursacht zu haben. Ich glaube ohne weiteres sagen zu können, daß bisher noch kein Eisenbahnunfall einer gebrochenen Winkellasche zugeschrieben werden konnte und es daher nicht angebracht wäre, Befürchtungen hinsichtlich der Verwendung des gedachten Stahles für diesen Zweck zu hegen. Natürlich würde, wenn es gelänge, gesunde Ingots rationell zu erzeugen — und die große Schwierigkeit beruht eben in der rationellen Erzeugung — dies die ganze Frage auf die einfachste Weise lösen.

Der Präsident: Es wären nunmehr noch die beiden vorhin zurückgestellten Berichte von H. O. Gallander „Bestimmung der Tiefe von Rissen in Materialien, welche Elektrizität leiten", (IX_7) und von J. E. Stead „über Zusammenschweißen von Blasen und Hohlräumen in Stahlblöcken" (II_7) zu behandeln.

(Der Bericht Gallanders beschreibt ein Verfahren, um in Elektrizitätsleitern die Tiefe von Rissen zu messen. Gallander benützt hierzu eine einfache Beziehung, die sich zwischen Stromstärke, Potentialdifferenz und Rißtiefe ergibt, wenn ein elektrischer Strom an je zwei nahe aneinander liegenden Punkten in den Leiter eintritt und ihn verläßt und die Potentialdifferenz zwischen zwei angrenzenden Punkten zu verschiedenen Seiten eines Risses gemessen wird: Hierbei muß die gegenseitige Entfernung des Stromeintrittes und -austrittspunkte bei den Messungen an den verschiedenen Stellen des rissigen Stückes stets gleichgehalten werden.

Digitized by Google

Der Bericht Steads gibt einen Überblick über die bisher über die Frage des Zusammenschweißens von Blasen und Hohlräumen in Stahlblöcken von ihm und anderen Forschern gemachten Studien und kommt zu dem Ergebnis, daß innere Hohlräume oder Blasen bei der gewöhnlichen Behandlung, die große blasige Stahlblöcke beim Erhitzen und Walzen erfahren, vollständig zusammenschweißen, vorausgesetzt, daß Sulfidseigerungen nicht vorhanden sind, oder aber, wenn sie vorhanden sind, nicht in zusammenhängenden Linien, sondern in Zwischenräumen zwischen den reinen metallischen Flächen, die miteinander in Berührung gebracht und zusammengeschweißt werden sollen, erkennen. Auch Oberflächenblasen, welche an ihren Wandungen oxydiert werden, werden während des Walzens des Blockes mehr oder weniger zusammengeschweißt.)

In den bereits im Anschluß an den Bericht Steads abgedruckten Bemerkungen des H. Prof. Howe ist vom letzteren noch folgender schriftlicher Nachtrag eingelangt:

H. Prof. H. M. Howe: Aus einem Briefe des H. Dr. Stead ersehe ich, daß er glaubt, daß die Mangansulfidlinsen zu ihrer Bildung Blasen benötigen. Die Abwesenheit dieser Linsen in dem 16zölligen Bessemerstahl-Ingot mit 0·06% Schwefelgehalt erklärt er mit dem Mangel von Blasen, von denen der Ingot mittels Aluminiumzusatzes befreit worden war. Unter großer Last wird, wie beobachtet wurde, das Mangansulfid durch die ganze Masse in außerordentlich kleinen Teilchen zerstreut und dies ist die normale Verfassung des blasenfreien Stahles. Sein Ausehen ist stark, seine Beurteilung lautet allgemein als gesund.

Der Präsident: Wünscht noch jemand das Wort? Wenn nicht, wollen wir zu den angekündigten, mit Lichtbildern verbundenen Vorträgen übergehen.

Der erste derselben betitelt sich: „Automatische Registrierung der Kraft und Deformation bei der Schlagprobe" vom Fürsten A. Gagarine (IV_8).

Fürst A. Gagarine hält einen mit Illustrationen reichbedachten Vortrag über den von ihm konstruierten und im Kongreßberichte besprochenen Apparat und über sein Anwendungsgebiet.

Bei dem Apparate des Fürsten Gagarine wurde ursprünglich die Druckkraft durch eine Feder gemessen und ein charakterisierendes Diagramm durch einen Hebemechanismus mit am Ende angebrachtem Stift automatisch gezeichnet. Um die Schwingungen der Feder zu beseitigen, konstruierte Gagarine eine optische Vorrichtung mit kupfernen Crusher-Zylindern als Dynamometer und mit dieser erhält er ein Diagramm, in welchem das Element der Zeit durch Perlen gekennzeichnet ist, weil jede Perle der Periode einer Schwingung entspricht und die Geschwindigkeit anzeigt, mit der die verschiedenen Teile des Diagrammes aufgezeichnet wurden. Fürst Gagarine führt Beispiele der Verwendung vor.

Digitized by Google

Präsident McLeod: Der Fürst Gagarine bittet um Mitteilung, ob noch jemand Aufklärungen wünscht. Da dies nicht geschieht, gehen wir zum zweiten Vortrag über: „Typen von Schienenmängeln und Mittel zu ihrer Entdeckung" von Robert Job.

Für die gegenwärtigen Verhältnisse des Eisenbahnverkehres in diesem Lande ist die Erzielung starker, gesunder und dauerhafter Schienen von ganz besonderer Bedeutung. Für die den verschiedenen Zwecken am besten angepaßten Zusammensetzungen haben sich hierbei aus dem Betrieb sehr gute Lehren ergeben. Der Flammofen-(Martin-) Prozeß, der infolge des geringeren Phosphor- und Schwefelgehaltes eine größere Zähigkeit und Härte ermöglicht, und die verschiedenen Grundlagen und die einzelnen Fragen der Erzeugung sind so sorgfältig studiert worden, daß unsere Walzwerke nicht nur qualitativ, sondern auch quantitativ außerordentlich leistungsfähig geworden sind.

Es ist jedoch eine bekannte Tatsache, daß bei der Fabrikation zeitweise ganz bestimmte Veränderungen auftreten. Manchmal bewährt sich der größte Teil der Schienen einer bestimmten Walzung im Betrieb, so daß nur ein kleiner Prozentsatz Defekte aufweist, die Störungen im Gleis verursachen. Bei anderen Walzungen desselben Werkes wieder ist der Prozentsatz der fehlerhaften Schienen ein weit höherer, wiewohl die Schienen sowohl in bezug auf Gleis- wie auch auf Betriebsverhältnisse unter nahezu identischen Bedingungen Verwendung finden. In vielen Fällen wurden gute Schienen, die ganz nahe den fehlerhaften verlegt waren, aus dem Gleis entfernt und sorgfältig untersucht, um nicht nur die Ursache der Mängel herauszufinden, sondern auch jene Qualität festzustellen, die unter den gleichen Verkehrsverhältnissen gut entsprach. Diese Arbeiten sind natürlich sehr umfangreiche gewesen und es hieße Ihre Geduld zu sehr auf die Probe stellen, wenn ich dieselben hier ausführlich betrachten wollte. Es dürfte aber immerhin von Interesse sein, gewisse Typen von verschiedenen, in gewisser Hinsicht charakteristischen Defekten zu zeigen, die wir unter sehr verschiedenen Betriebsverhältnissen in verschiedenen Teilen dieses Landes und Canadas beobachtet haben. Auch möchte ich kurz einiger Methoden Erwähnung tun, um solche Mängel, die die Sicherheit oder die Diensttauglichkeit beeinträchtigen, zu entdecken.

Eine der bestbekannten und populären Fehlerarten ist die sogenannte „gelunkerte Schiene" (piped rail) (Fig. 1), die ihre Ursache in mangelhafter Werkspraxis beim Abschopfen des Blockes bis auf den gesunden Stahl herab findet. Derartige Schienen brechen in der Regel

Digitized by Google

nicht im Gleis, sondern sie bröckeln sukzessive ab, können daher vom Gleisaufseher entdeckt und ehe sie dienstuntauglich werden, entfernt werden.

Eine andere Art (Fig. 2) ist die Kopfspaltung und es ist in der Illustration das Übergreifen über beide Seiten des Schienenkopfes wahrzunehmen. Der Schnitt wurde poliert und mit Jod schwach geätzt; es ist aus demselben deutlich zu ersehen, daß das Material durch und durch ungesund ist, was wieder auf nicht genügendes

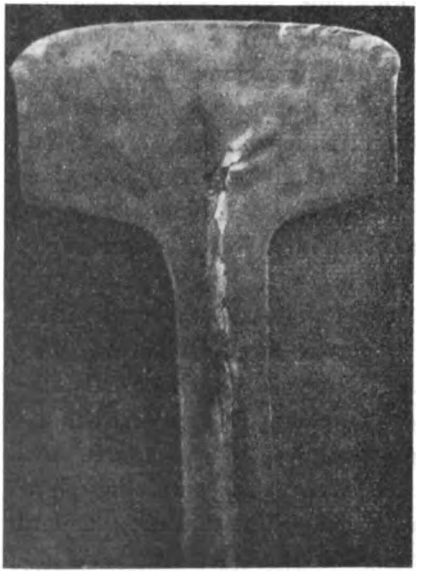


Fig. 1.

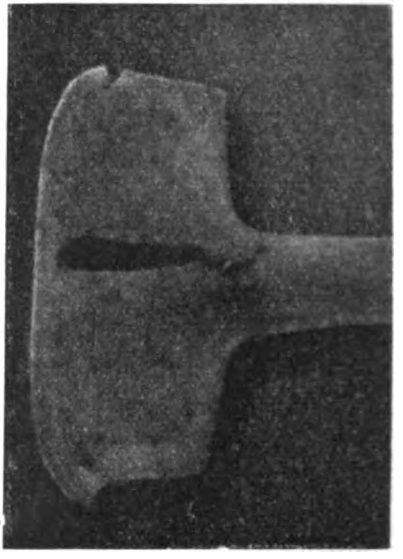


Fig. 2.

Abschopfen des Blockes bis auf den gesunden Stahl herab zurückgeführt werden muß. Der Stahl besitzt infolgedessen zu geringe Zähigkeit, um die gewöhnliche Belastung zu ertragen, und wird zerdrückt. Ein ziemlich ähnlicher Fall ist aus Fig. 3 ersichtlich, stammend aus einer neuen 80 lbs.-Schiene, die nicht im Gleis eingebaut war. Diese Schiene würde wahrscheinlich dieselben Fehler — Abbrechen an den Seiten und Spaltung des Kopfes bei schwachem Verkehr — gezeigt haben, zumal der Kohlenstoffgehalt nur 0·43% bei nahezu 0·1% Phosphor betrug.

In Fig. 4 sehen wir den oberen Teil einer 100 lbs.-Schiene, von welcher eine ungefähr $^3/_8$ Zoll starke Schichte im Betrieb herausgebrochen war. Eine Nahtlinie (Riß) geht der Länge nach durch die

Digitized by Google

Schiene und man bemerkt bei sorgfältiger Beobachtung des Bruches, daß der Fehler an der Nahtlinie beginnt und sich im Betrieb sukzessive erweiterte, bis der Riß eine Seite des Kopfes erreichte und sich dann

Fig. 3.

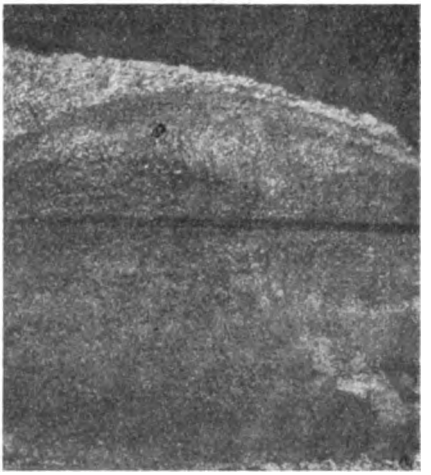


Fig. 4.

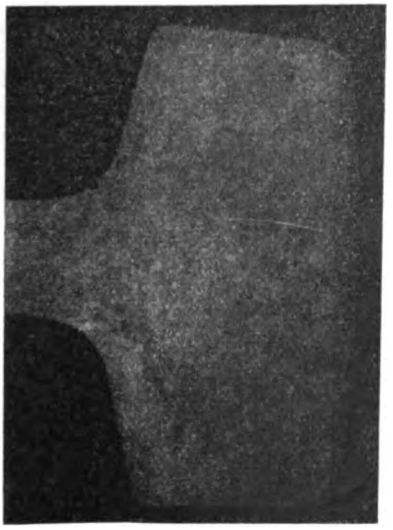


Fig. 5

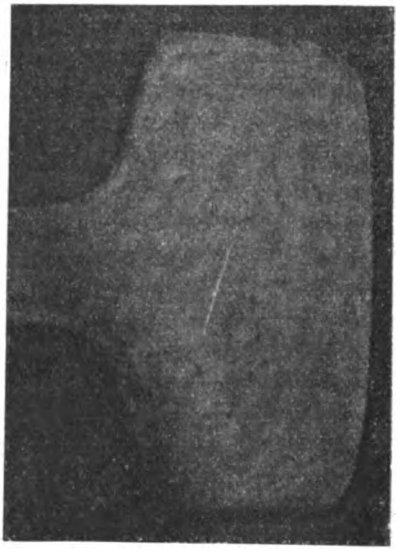


Fig. 6.

fast bis zur anderen ausdehnte. Mängel dieser Art sind besonders gefährlich, weil sie sich, während die Schiene im Betrieb ist, sukzessive entwickeln und keinerlei äußeres Anzeichen auf das Vorhandensein derselben

Digitized by Google

schließen läßt. Die in Frage stehende Schiene wurde im Flammofen (Siemens-Martens-Verfahren) erzeugt und zeigte die folgende Zusammensetzung:

Mangan	0·82%
Schwefel	0·030%
Phosphor	0·025%
Kohlenstoff	0·77%

Fig. 7.

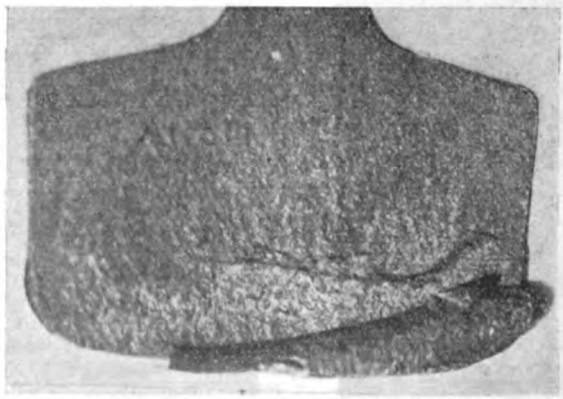


Fig 8.

Die Zusammensetzung war normal und ließ keinerlei Schlüsse auf die Ursache des Fehlers zu. Fig. 5 zeigt den geätzten Schnitt derselben Schiene an derselben Stelle und es geht daraus hervor, daß der

Digitized by Google

Stahl durch und durch ungesund und porös ist; die Spuren der Nahtlinie kann man deutlich wahrnehmen. Ein anderer Schnitt (Fig. 6) zeigt dieselbe Schiene an einer anderen Stelle; er weist denselben Zustand gänzlicher Ungesundheit auf und eine Analyse des Pulvers, welches die Nahtlinie zeigte, ergab, daß es hauptsächlich aus Schlacke bestand, wiewohl auch 1½% Kohlenstoff vorhanden war. Die genaue Untersuchung des Entstehens dieser Fehlerart überschreitet den Zweck des vorliegenden Gegenstandes, dasselbe ist aber unbedingt auf den Werksprozeß zurückzuführen.

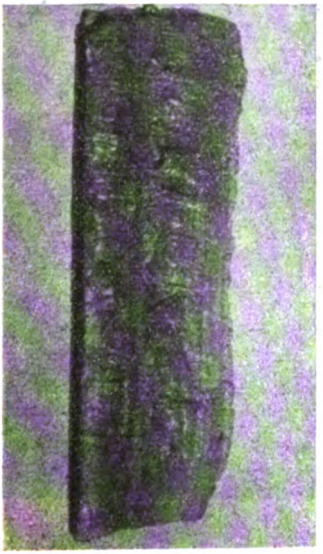


Fig. 9

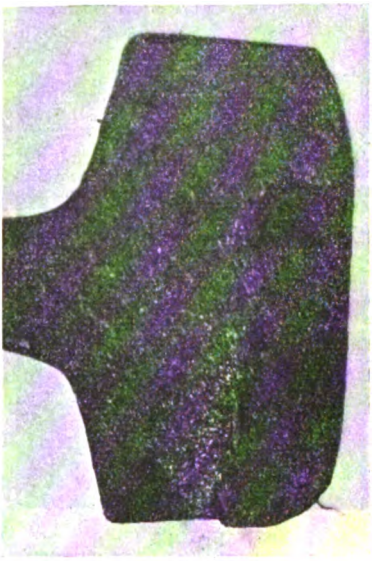


Fig. 10.

Fig. 7 zeigt einen anderen Längsriß derselben Art. In jedem dieser Fälle war die Zusammensetzung eine normale, doch waren überall die gleichen Verhältnisse von außerordentlicher Ungesundheit, die auf einen mangelhaften Werksprozeß zurückzuführen ist, anzutreffen.

Fig. 8 zeigt ein anderes Beispiel einer ganz ungesunden Schiene mit einem der Länge nach in zwei Ebenen laufenden Spalt und in Fig. 9 erscheint der obere Teil des Kopfes mit der Schlackenlinie dargestellt, bei welcher der Bruch seinen Anfang nahm. Fig. 10 zeigt eine ähnliche Type mit Längsriß durch den Kopf und klar geht der mangelhafte

Digitized by Google

Charakter des Stahles aus Fig. 11 hervor. Dieser Fall hätte bei geeignetem Werksprozeß leicht vermieden werden können.

Fig. 12 zeigt jene Art von Fehlern, die unter der Bezeichnung „innere Querrisse" bekannt sind. Diese sind deshalb besonders gefährlich, weil sie beim Walzen der Schiene noch nicht vorhanden sind, sondern sich erst im Betrieb an manchen schwachen Stellen im Innern des Stahles entwickeln und sich dann allmählich quer über den Schienenkopf erstrecken, bis sie einen Bruch der Schiene herbeiführen. Die

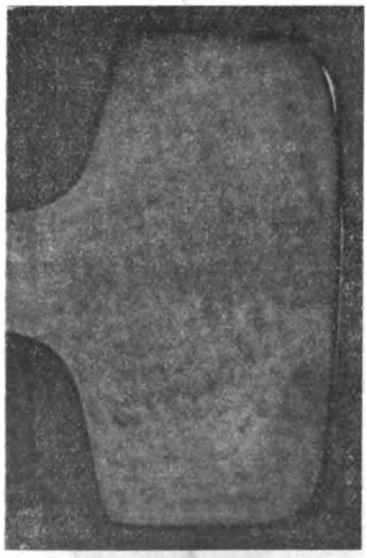


Fig 11.

Fig 12.

betreffende Schiene war nach dem Bessemerverfahren erzeugt worden und zeigte die folgende Zusammensetzung:

Kohlenstoff	0·67%
Phosphor	0·058%
Mangan	0·88%
Schwefel	0·041%

Die Schiene wurde aus dem Gleis entfernt und durch Schlag gebrochen und es zeigte sich dann ein ähnlicher, wenn auch kleinerer Riß — siehe Fig. 13 — in ungefähr 3 Fuß Entfernung vom ersten im

Digitized by Google

unteren Teil des Kopfes gegen den Fuß, während ungefähr 1' weiter längs der Schiene ein kleiner Riß — sozusagen ein Embryo — zu sehen war. (Fig. 14.) Ein anderer Fehler dieser Art ist in Fig. 15 ersichtlich, wo eine Flammofenschiene von folgender chemischer Zusammen-

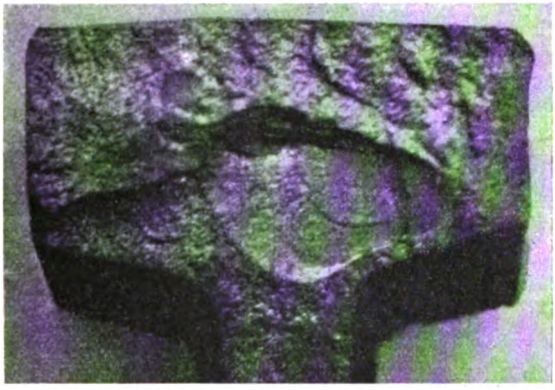


Fig. 13.

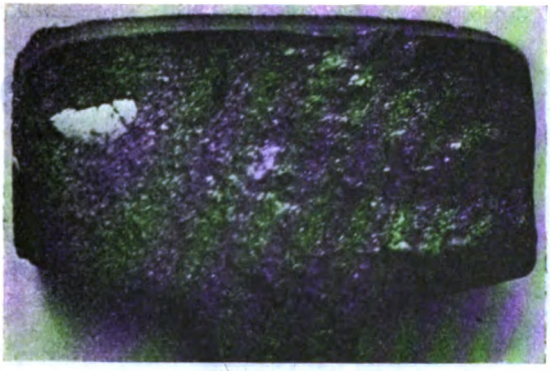


Fig. 14.

setzung unter vergleichsweiser Anführung der Chargenanalyse dargestellt erscheint:

	Schienenanalyse	Chargenanalyse
Kohlenstoff	0·86%	0·65%
Mangan	0·74%	0·81%
Phosphor	0·030%	0·024%
Schwefel	0·050%	0·055%

Digitized by Google

Die Schiene war also entschieden ausgeseigert, was auf mangelhaften Werksprozeß zurückzuführen ist.

Besonders charakteristisch ist Fig. 16 und der schwache Kern, bei welchem der Bruch begann, ist deutlich in der Nähe der Mitte des

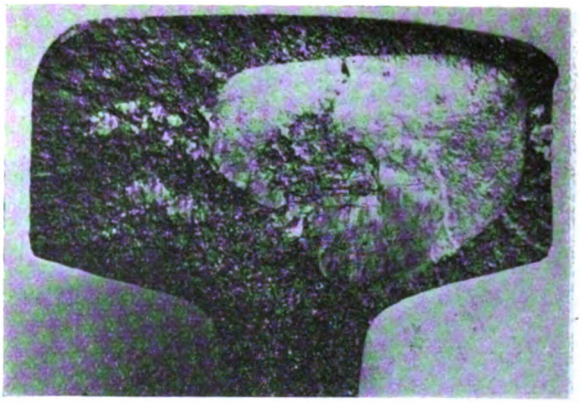


Fig. 15

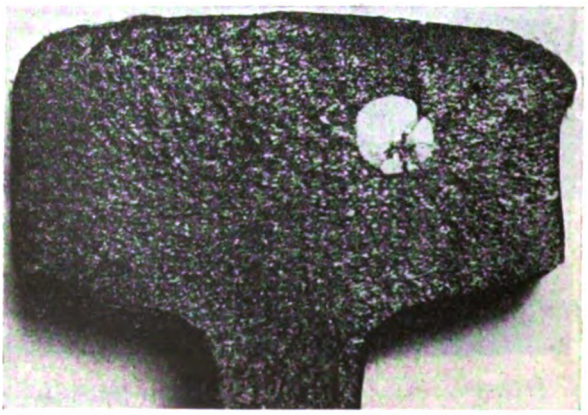


Fig. 16.

Risses zu sehen. Fig. 17 illustriert wieder das stufenweise Anwachsen dessen, wodurch später ein derartiger Defekt entsteht und die Schwachstelle ist an der Höhlung ganz klar ersichtlich.

Mit Rücksicht auf den gefährlichen Charakter dieser Fehlerart und die Notwendigkeit einer genauen Kenntnis der Anfangsgründe

Digitized by Google

des Anwachsens haben wir über den Gegenstand eingehende Untersuchungen angestellt und im ganzen Land geeignete Daten gesammelt. Ich will Sie nicht mit Details aufhalten und es möge genügen, wenn

Fig. 17.

ich sage, daß der Defekt bei kohlenstoffreichem und kohlenstoffarmem Stahl gefunden wurde, bei schweren Schienen mit 100 lbs. per yard und bei leichteren mit 80 lbs. per yard, während wieder in manchen

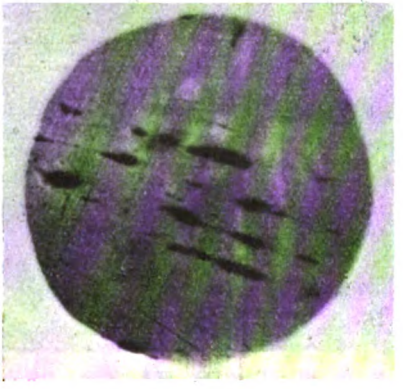


Fig. 18.

Fällen, wo nur 67 lbs.-Schienen in Verwendung standen, die dem gleichen Raddruck unterworfen waren, sich kein derartiger Defekt gezeigt hat.

Digitized by Google

Wie schon oben erwähnt, wurde der Defekt in relativ geringer Zahl sowohl bei Bessemer- als auch bei Flammofen-(Martin-)Schienen gefunden, die in verschiedenen Werken erzeugt, über das Land verstreut, in verschiedenen Teilen des Kontinentes sich im Betrieb be-

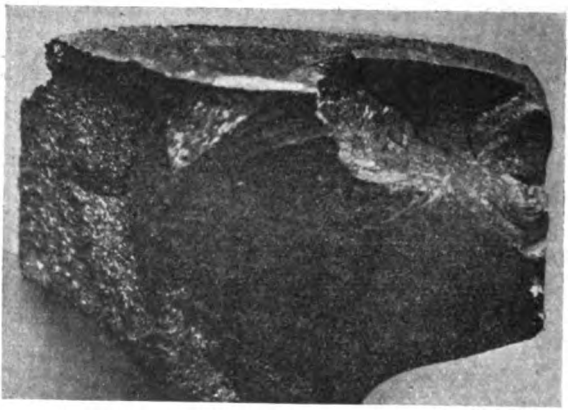


Fig. 19.

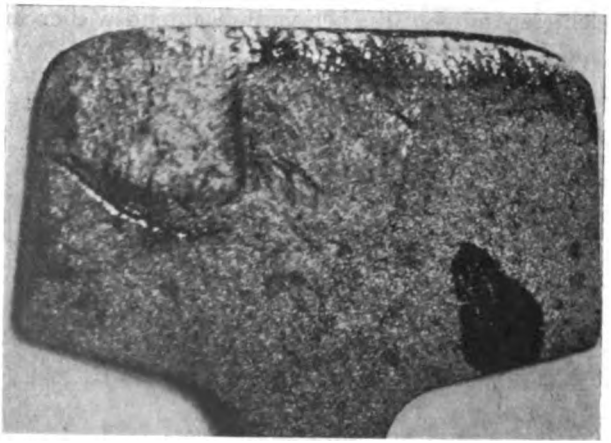


Fig. 20

fanden. Gründliche Studien der Frage haben bewiesen, daß die Zusammensetzung des Stahles nach ihren gewöhnlichen Elementen nicht die Ursache des Defektes sein kann und daß dieselbe auch nicht in den Betriebsverhältnissen liegt. Analysen des kleinen inneren Kernes

Digitized by Google

dieser Stellen boten keinerlei Aufschluß und die mikroskopische Untersuchung bewies, daß diese Stellen bloße Risse waren, die sich nicht längs der Schiene ausdehnten. Mit anderen Worten, sie hatten keine

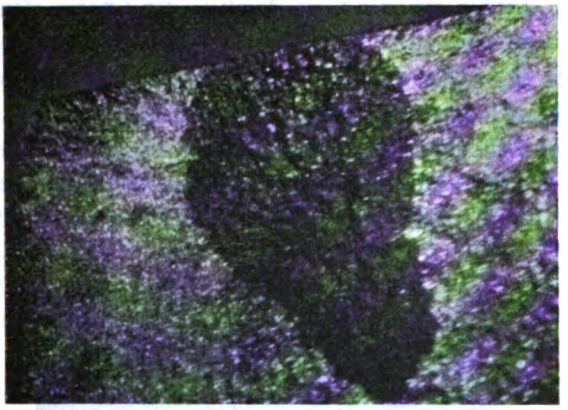


Fig. 21.

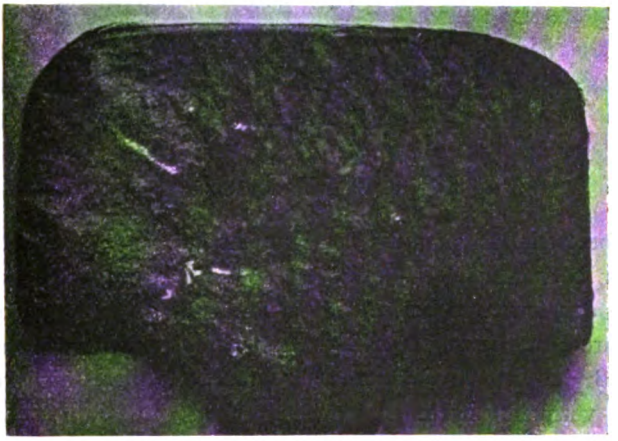


Fig. 22.

Tiefe, sondern wir fanden bei Untersuchung des Stahles in der unmittelbaren Nähe des zentralen Kernes stets sichere Anzeichen von Porosität oder andere Quellen der Schwäche, wie dies beispielsweise Fig. 18 zeigt, die ihre Ursache in verschiedenen Mängeln des Werksprozesses haben.

Digitized by Google

In einer dieser kranken Schienen (Fig. 19) hatten sich zwei innere Querrisse, die nur einen Zoll voneinander entfernt waren, gebildet.

Eine andere charakteristische Form von inneren Querrissen zeigt Fig. 20, eine schlecht ausgeseigerte Martinschiene, deren Mangangehalt 1·62% betrug, während die Analyse der Charge denselben mit nur 0·80% bezifferte.

Fig. 21 zeigt die dreifache Vergrößerung der eben gesehenen Stelle und wenn man die Formation der Rinne beobachtet, so wird es klar, daß der Bruch im Innern des Kopfes begann und sich stufenweise erweiterte, bis er die Oberfläche erreichte. Die Stelle war ungefähr $^3/_4$ Zoll lang. Fig. 22 zeigt einen ähnlichen Riß in einer 110 lbs.-Martin-

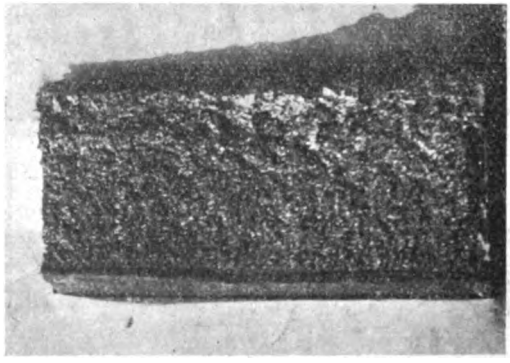


Fig. 23.

Schiene, bei welcher ebenfalls der Mangangehalt außerordentlich hoch war — er betrug 2·62% — während die Chargenanalyse nur 0·90% angab. In den letzteren beiden Fällen hatte die abnormale Zusammensetzung ihre Ursache in der fehlerhaften Erzeugung, und zwar speziell darin, daß das in die Gußpfanne gebrachte Mangan sich nicht entsprechend vermengt hatte.

Die Arten der verschiedenen Defekte könnten nahezu ins Unendliche ausgedehnt werden, ich will mich aber nur noch auf eine — Fig. 23 — beschränken, von der wir fanden, daß sie die Ursache des sogenannten „mondförmigen (moon shaped) Bruches" bildet. Die Abbildung zeigt den Fuß der Schiene in natürlicher Größe mit einer Nahtlinie, die sich entlang der Schiene fast in der Mitte der unteren Fußfläche hinzieht. Schienen, die mit diesem Fabrikationsfehler be-

Digitized by Google

haftet waren, zeigten meist den ganzen Querschnitt hindurch Risse, wie dies in dem vor uns liegenden Beispiel zu ersehen ist.

Unsere Erfahrung zeigte, daß mangelhafte Beschaffenheit sehr selten das Charakteristikum einer ganzen Walzung bildet, sich vielmehr im allgemeinen nur bei einzelnen Ingots vorfindet. Es war infolgedessen klar, daß, um sich in geeigneter Weise vor den verschiedenen Defekten zu schützen und gleichzeitig dabei das größtmöglichste Walzergebnis zu erzielen, es wünschenswert ist, jeden Ingot beim Walzen zu prüfen und jede Schiene mit der Ingotnummer, der Chargennummer und dem Buchstaben, welcher ihre Lage im Ingot kennzeichnet, zu markieren. Um weiters die verschiedenen Mängel bei den Schienen möglichst hintanzuhalten, würden wir es für angezeigt erachten, daß sich eine größere Anzahl von Übernahmsorganen in den Hütten aufhalten, um den Erzeugungsvorgang in seinen einzelnen Details zu beaufsichtigen und alle Abweichungen, welche geeignet sind, den Wert des Fabrikates zu beeinträchtigen, zu berichten. Dieser Vorgang wurde während eines Jahres beobachtet und hat sehr zufriedenstellende Resultate gebracht.

Diese außerordentlichen Vorsichtsmaßregeln dürften von seiten der Bahngesellschaften erforderlich sein, da ihre Interessen mit der Erzeugung des Stahles eng verbunden sind und sie sollten auch von den Werken selbst beobachtet werden. um die Qualität ihres eigenen Produktes zu schützen.

Hinsichtlich der üblichen Proben halten wir es für angezeigt, eine Schlagprobe mit dem Ende eines jeden Ingots in der Hitze durchzuführen, um Sprödigkeit zu vermeiden; hierbei wären alle Schienen eines jeden Ingots, der bei dieser Probe nicht entspricht, zu verwerfen. Auch die Zähigkeitsprobe von Dr. P. H. Dudley wurde sehr zweckmäßig befunden, um jene Eigenschaften zu vermeiden, die bei einigen der oben vorgeführten Mängelarten zum Vorschein kommen. Auch die Schlagbruchprobe zur Aufdeckung von Lunkern ist von großem Wert; sie dient zur Richtschnur für die Leute bei den Scheren, und ermöglicht es, die Anzahl der löcherigen (hohlen) Schienen bei einer bestimmten Partie auf ein Minimum zu reduzieren, speziell dann, wenn die Proben ingotweise nach der obenerwähnten Methode durchgeführt werden. Die Messung der Verbiegung bei der Schlagprobe ermöglicht es, ungehörige Weichheit zu vermeiden, während Fußnähte (Fußrisse), wenn solche vorhanden sind, entdeckt werden können durch Anwendung der allgemein üblichen Schlagprobe mit dem Schienenkopf nach ab-

Digitized by Google

wärts, aber mit sanft geneigtem Fuß, so daß der Schlag die äußerste Seite des Fußes trifft und auf diese Weise als Schlagergebnis alle ungeschweißten Nähte, die etwa vorhanden sein sollten, öffnet. Wenn solche Nähte zutage treten, so soll jedenfalls die Schiene vom obersten Teil des Ingots verworfen werden. Diese Abänderung tut der Wirksamkeit der Schlagprobe in anderer Hinsicht keinerlei Eintrag.

Ich habe in der knappen mir zur Verfügung stehenden Zeit versucht, einige wichtige Ursachen von Schienenmängeln bei den gegenwärtigen Betriebsverhältnissen auseinanderzusetzen und verschiedene Methoden kurz zu erwähnen, die nach und nach eingeschlagen und in der Absicht weitergeführt wurden, um mangelhaftes und betriebsunfähiges Material, welches von den Hütten geliefert wird, an den Tag zu bringen. Es wurde in dieser Richtung ein ungeheures Quantum Arbeit geleistet, was auch insbesondere im Hinblick auf die Verschiedenheit der Verhältnisse, welchen man begegnet, notwendig gewesen ist. Ich möchte jedoch mit größtem Nachdruck betonen, daß es absolut unbillig ist, den Bahnen dieses Landes die Pflicht zur Entdeckung von Mängeln aufzwingen zu wollen, welche, sofern die Schienen in entsprechender Weise hergestellt wurden, im Stahl nur selten vorkommen können. Ich glaube auch nicht fehlzugehen, wenn ich behaupte, daß es heute der ernste Wunsch eines jeden ist, dem sowohl die Interessen der Bahnen in bezug auf Sicherheit und Sparsamkeit des Betriebes, wie auch der gute Ruf und die Entwicklung unserer Werke am Herzen liegt, daß der Tag nicht fern sein möge, an dem jeder Arbeiter in unseren Hütten, vom höchsten bis zum niedrigsten, durch die Belohnung, die er für seine Arbeit erhält, imstande sein soll, sich stets vor Augen zu halten, daß nicht die Produktionsmenge das Hauptziel seines ganzen Bemühens sein soll, sondern die Qualität als erstes Erfordernis. Und mein Zutrauen in die Leistungsfähigkeit und Tüchtigkeit unserer Werke ist so groß, daß ich überzeugt bin, es würden die Werke auf diese Weise in weit höherem Maße als je zuvor durch die Ausdehnung ihrer Produktion sowohl wie auch durch die Vorzüglichkeit ihres Erzeugnisses berühmt werden.

Der Präsident McLeod dankt dem Redner und vertagt die Beratungen auf Freitag, 9 Uhr morgens.

Digitized by Google

A_2 (Gußeisen und Sonderstähle).

Ehrenpräsidenten:

A. Rejtő, W. Rosenhain,
E. Heyn, G. C. Lloyd.

Ehrenschriftführer:

C. Grard, A. Sauveur,
R. Moldenke. E. Saladin,
L. S. Robertson, G. Tagueff.

Präsident: Henry Souther.
Vize-Präsident: John A. Mathews.
Schriftführer: Richard Moldenke.
Bradley Stoughton.
H. E. Diller.

Die mündlichen Übersetzungen besorgten die HH. Sauveur, Saladin, Rosenhain und Moldenke.

Donnerstag, den 5. September 1912, nachmittags.

(Parallelsitzung.)

Präsident H. Souther eröffnet um 2 Uhr nachmittags die Sitzung.

Präsident: Die in der heutigen Sitzung zu behandelnden Berichte sind Ihnen bekannt. Wir wollen im Sinne des in den anderen Sitzungen beobachteten Vorganges die Berichte womöglich in zusammengehörige Gruppen fassen und sie gemeinsam diskutieren. Die Berichte nachfolgender Herren lassen sich in Gruppen zusammenfassen: die der Herren J. J. Porter, A. Damour, J. E. Stead und J. Kail. Vorher wollen wir den Bericht der H. W. Campbell und J. Glassford über „Die Konstitution des Gußeisens und die Wirkungen überhitzten Dampfes auf Gußeisen" (II_{19}) vornehmen. Mr. Campbell ist, wie ich glaube, anwesend.

(Der Bericht bespricht die Ergebnisse eingehender Untersuchungen, die an zwei aus einem Überhitzer stammenden, durch Dampf stark korrodierten Gußeisenstücken angestellt wurden. Es wurden starke Oxydationen des Metalles, den groben Graphitflecken folgend, gefunden. Zum Zwecke des Studiums wurden dann 23 Proben aus Roheisen, Gußeisen und Flußeisen längere Zeit überhitztem Dampf sowie dem wechselnden Einfluß von Hitze und Kälte ausgesetzt. Es zeigte sich eine Volums- und Gewichtsvergrößerung, deren Ursache nicht verläßlich festzustellen war. Die mikrographische Untersuchung ergab, daß bei weißem Gußeisen, Temperguß und Stahl nur Oberflächenoxydationen vorkommen. Bei Gußeisen mit niedrigem Siliziumgehalt dringt das Oxyd längs der gröbsten Graphitblätter

Digitized by Google

tief ein. Das Eindringen nimmt mit dem Siliziumgehalt zu; bei 5½% Si wurden die Proben durch überhitzten Dampf gänzlich verändert. Abwechselndes Erhitzen und Abkühlen an der Luft verursacht Oberflächenoxydation.)

H. Prof. W. Campbell gibt einen Auszug des Berichtes.

Präsident Souther: Wünscht jemand das Wort? Die vorliegende Frage ist eine sehr wichtige Frage und viele Erzeuger von Schiebern und Ventilen werden unseren Erörterungen begierig folgen, um daraus sich über Erzeugung eines gegen Überhitzung widerstandsfähigen Eisens Rat zu holen.

H. Dr. R. Moldenke: Es ist sehr interessant, die Wirkung jener geringen Hitzegrade zu sehen, die noch hinreichen, um eine Oxydation des Graphites herbeizuführen. Es zeigt sich hierbei, wie sehr das Gußeisen dazu neigt, mit dem Oxydationsprozeß längs den Trennungsflächen zu beginnen, so daß leicht die Möglichkeit besteht, daß die Eisenkristalle, wenn Graphit vorhanden ist, an der Oberfläche oxydieren und den Guß eventuell schwächen. Es berührt somit der vorliegende Artikel einen Punkt, der für den Gußwarenhandel von außerordentlicher Bedeutung ist.

H. K. W. Zimmerschied: Ich möchte Dr. Campbell fragen, ob er die Zersetzung mehr auf die Bildung von Kieselsäure als auf die Bildung von Eisenoxyd, die wahrscheinlich der Oxydation des Siliziums folgt, zurückführt. Ich meine, daß zuerst Silizium allein unter Bildung von SiO_2 oxydiert und daß darauf das Eisen oxydiert, weil die Struktur durch die Bildung des SiO_2 poröser wird und dann der Sauerstoff und Dampf auf das Eisen wirken können.

H. George K. Elliott: Ich beschäftige mich seit ungefähr acht Jahren mit Ventilkonstruktionsfragen und habe in meiner Eigenschaft als metallurgischer Chemiker diesem Gegenstande große Aufmerksamkeit schenken können. Ich möchte nun dem, was Dr. Campbell geäußert hat, einiges hinzufügen. Neben Stahlgußventilen erzeugt die Fabrik, welcher ich angehöre, zwei Arten von Eisenventilen, und zwar solche aus Gußeisen und solche aus einer Art von Geschützeisen, aus sogenanntem gepuddeltem Halbstahl. Eine große Anzahl von Ventilen für überhitzten Dampf sind aus diesem letzteren Material hergestellt. Ich erinnere mich an einen Fall in Chicago, wo mehrere Vierzoll-Winkel-Ventile aus Gußeisen große Anstände verursachten, da sie nie länger als drei Monate aushielten. Das ist nicht überraschend, wenn wir hören, daß die Temperatur 900° F. betrug. Tatsächlich erzählte mir der Ingenieur,

Digitized by Google

daß die Ventile manchmal im Dunkeln beginnende Röte zeigten. Schließlich wurden Ventile aus dem erwähnten gepuddelten Halbstahl oder Geschützeisen eingebaut und dieselben befinden sich heute noch nach mehr als 3½ Jahren in gutem Zustande. Der wesentliche Unterschied zwischen diesem gepuddelten Halbstahl und dem Gußeisen, welches versagte, liegt darin, daß der Phosphorgehalt nur 0·25% (gegen 0·80% bei Gußeisen) und der Schwefelgehalt 0·025% (gegen 0·100% bei Gußeisen) betrug. Der niedrige Schwefelgehalt war dem Umstande zuzuschreiben, daß das Eisen bei Petroleumfeuerung geschmolzen wurde. Der Siliziumgehalt war um ein Geringes niedriger. Unter dem Mikroskop zeigt dieses Metall den Graphit in viel kleineren Schichten als das Gußeisen und dieser Umstand trägt wahrscheinlich zu seiner Widerstandskraft gegen überhitzten Dampf wesentlich bei. Wir hatten in unseren Laboratorien während mehr als einem Jahr Dauerproben mit verschiedenen Formen von Eisenventilen bei überhitztem Dampf von 750° F. durchgeführt. Die Hitze währte bei Tag und wurde bei Nacht immer abgestellt und dieses alternierende Erhitzen und Abkühlen, diese Expansion und Kontraktion, gestaltete die Versuche außerordentlich streng. Soweit unsere Beobachtungen reichen, hängt die Reinheit des Eisens und die auf den Schmelzvorgang verwendete Sorgfalt innig mit der Leistungsfähigkeit bei überhitztem Dampf zusammen.

Sekretär Moldenke: Ich möchte mir nur zu erinnern erlauben, daß wir zwischen Geschützeisen und Halbeisen einen kleinen Unterschied machen. Ich muß hierbei bemerken, daß es einen Halbstahl eigentlich nicht gibt, daß man unter Geschützeisen gewöhnlich ein im Flammofen geschmolzenes Eisen versteht und daß der sogenannte Halbstahl nichts anderes ist als Gußeisen, dessen Kohlenstoffgehalt entsprechend verringert und das so zu nichts anderem als einem hochwertigen Gußeisen umgebildet wurde.

Präsident Souther erteilt Herrn Campbell das Schlußwort.

H. Prof. W. Campbell: Ich habe nichts mehr zu bemerken.

Präsident Souther: Die Bemerkung Moldenkes über das Wort Halbstahl scheint mir wichtig. Der Begriff ist im Handelsgebrauch stark mißbraucht worden. Der Name ist für zahlreiche Graugußeisenarten verwendet worden, die nichts mehr als graues Eisen sein wollen.

Präsident Souther dankt den Autoren und geht zu der nächsten Gruppe von vier Berichten über:

Digitized by Google

1. „Typisch amerikanische Verwendungsarten des Gußeisens und die auf sie anwendbaren Prüfverfahren" von J. J. Porter (VI_6).

(Der Bericht gibt eine Übersicht der wichtigsten Gußeisensorten und beschreibt die Anforderungen des Betriebes sowie die Anpassung des Schmelzprozesses an diese Forderungen. Der Autor empfiehlt zweckentsprechende Verfahren zur Prüfung der Materialeigenschaften.)

Der Sekretär verliest in Abwesenheit des Autors einen kurzen Auszug des Berichtes.

2. „Die mechanische Prüfung des Gußeisens nach dem bei anderen Metallen üblichen Verfahren" von A. Damour (VI_1).

(Der Bericht bespricht den Wert der Prüfung und die verschiedenen hierbei zu beachtenden Einflüsse. Die mechanische Prüfung des Gußeisens vermag nur die möglichen Schwankungen in der Güte einer bestimmten Gußart ans Licht zu bringen und eine Kontrolle darüber zu geben, ob ein Gußstück aus einer vorher bestimmten Gußeisenart hergestellt ist.

Zu diesem Zwecke müssen die Prüfungen unter gleichen Bedingungen durchgeführt werden, damit ihre Ergebnisse untereinander verglichen werden können, denn, je nach der Art des Vorgehens schwanken die Ergebnisse in weiten Grenzen. Bisher ist nichts geschehen, um das Versuchsverfahren zu regeln, und es müßte nach unserer Meinung die erste Aufgabe des Kongresses sein, die Versuchsbedingungen festzulegen, um zu einer genauen Bestimmung des normalen internationalen Probestabes zu gelangen. Vorschläge für die Bestimmung dieses Probestabes.)

H. A. Damour legt den Bericht vor.

3. „Untersuchung über den Einfluß der Form des Probestabes auf die mechanischen Eigenschaften des Gußeisens." Bericht der britischen Mitglieder der Kommission 1b, vorgelegt von Dr. J. E. Stead (VI_4).

(An Vergleichsproben mit dem englischen, deutschen und amerikanischen Gußeisenprobestab wird gezeigt, daß die Form des Stabes wenig Einfluß auf das Probeergebnis hinsichtlich der physikalischen Eigenschaften hat, soferne der Stab gesund ist, doch wird zugleich die Wahrnehmung gemacht, daß die Feststellung, ob ein Stab gesund ist, bei den mit englischem Querschnitt gegossenen Proben etwas schwieriger ist als bei amerikanischen oder deutschen. Auf Grund der Versuchsergebnisse wird nur das eine empfohlen, daß Biegeprobestäbe nicht kürzer als 24 Zoll sein mögen, damit genügend genaue Messungen möglich sind.)

Dr. J. E. Stead (schriftlicher Beitrag): Ich möchte nur meiner Meinung darüber Ausdruck verleihen, welche Gußeisenprobestäbe mir für die Durchführung von Biegeproben am besten geeignet erscheinen.

Digitized by Google

Je länger die Stäbe sind, um so schwieriger ist es, dieselben mit richtigem Querschnitt herzustellen. Ich habe immer behauptet, daß das englische Normale 3′ 6″ sich besser für die Bestimmung der Qualität des Gusses als jener des Metalles eignet. Meiner Ansicht nach ist die amerikanische Gußmethode und Länge der Stäbe weitaus die beste. Die Stäbe werden leicht konisch zulaufend hergestellt, wodurch man die Anwendung geteilter Gußformen vermeidet, was einen großen Vorteil darstellt. Bei einiger Sorgfalt werden solche Stäbe immer einen vollkommen richtigen Querschnitt aufweisen, was bei der englischen und deutschen Methode weit schwerer zu erreichen ist.

Präsident Souther: Es folgt noch der vierte Bericht dieser Gruppe: „Über Prüfungsverfahren für Gießerei-Roheisen" von J. Kail (VI_2).

(Kail weist darauf hin, daß man mit Hilfe der Bruchfläche nicht einmal auf den Siliziumgehalt mit Bestimmtheit schließen könne, und, da die übrigen, die Qualität des Gießereiroheisens und daher auch des Gußstückes beeinflussenden Elemente nur mittels chemischer Analyse bestimmt werden können, so ist die Einführung der chemischen Analyse für die Prüfung anstatt der Qualitätsbestimmung nach dem Aussehen der Bruchfläche zu empfehlen.)

Sekretär Dr. Moldenke gibt einen Auszug des Berichtes.

Präsident Souther eröffnet die Diskussion.

H. Walter Wood: Herr Präsident, ich möchte mich mit einem Ausdrucke befassen, der sich durch die meisten dieser Artikel zieht, nämlich mit dem der sogenannten „Klassifikation" von Roheisen.

Vor Jahren, da man Roheisen fast ausschließlich im Kupol- oder Puddelofen verwendete, war es üblich, Roheisen nach dem Bruch zu klassifizieren.

Als dann das Bessemer- und die verschiedenen Flammofenverfahren aufkamen, war es klar, daß mehr als der Bruch die chemische Zusammensetzung für die Eigenschaften bestimmend war, welche man vom Eisen zu fordern hatte.

Eine einfache Überlegung zeigt, wie unmöglich es ist, Roheisen so zu klassifizieren, daß die einzelnen Kategorien imstande wären, all die verschiedenen Verwendungszwecke, welchen dasselbe heute dient, zu kennzeichnen.

Wie ich schon sagte, betrachten die Stahlwerke das Roheisen vom Standpunkte der chemischen Analyse.

Der Artikel von Porter erwähnt neun Arten von Gußstücken, die verschiedenartige chemische Analysen und ebenso andere physi-

Digitized by Google

kalische Eigenschaften erfordern. Das ist ein Beweis dafür, wie notwendig es ist, daß die Gießereifachleute die physikalischen Elemente des Roheisens studieren, um dasselbe in zufriedenstellender Weise verwenden zu können.

Eine Klassifikation des Roheisens nach chemischen Analysen würde unendliche Komplikationen im Gefolge haben.

Es wäre daher klug, wenn man es aufgeben würde, an eine Klassifikation von Roheisen zu denken und darüber zu reden. Man lasse den Stahlmann und den Gießereimann wissen und kaufen, was er braucht.

Der Bruch des Roheisens stellt eine einfache Methode dar, um Graphit zu konstatieren und — bis zu einem gewissen Grad — den gebundenen Kohlenstoff und bietet derart gewisse Anzeichen — aber keine Garantie — für einige andere Bestandteile.

Ich hoffe darum, daß im Laufe der Zeit, wenn wir älteren Leute, die immer von einer Roheisenklassifikation sprechen, nicht mehr existieren werden, unsere Nachfolger das Rohmetall nur mehr darnach beurteilen werden, ob es solche Elemente enthält, die für den erforderlichen Zweck nützlich sind.

Der Artikel von Porter betont dies mit größtem Nachdruck.

Es ist jetzt für die Verbraucher die Zeit gekommen, das zu verlangen, was sie für ihre speziellen Zwecke brauchen.

Möge die chemische Analyse als bestimmende Basis und der Bruch als ein einfaches, handliches Mittel zur Bestimmung des Kohlenstoffes dienen.

Und das ist nur notwendig, weil die Bestimmung des Kohlenstoffes noch ein schwerfälliger Vorgang ist und nur wenige oder überhaupt keine Öfen geeignet sind, bezüglich dieses Elementes irgendwelche Garantien zu gewähren.

Der Artikel von Kail beruht hauptsächlich auf dem von mir soeben angedeuteten Gedankengang. Im großen und ganzen stellt derselbe folgendes fest:

„Die Wertbestimmung des Eisens ist lediglich nach der chemischen Analyse möglich. Die Praxis der Klassifikation nach dem Bruchaussehen ist unverläßlich und deshalb nicht statthaft. Das Mittel für die Klassifikation kann nur die chemische Analyse bilden."

Im Gebrauch des Wortes „Klassifikation" folgt Kail den alten Handelsausdrücken. Eine einfache Überlegung beweist, daß eine praktische Klassifikation durch Analyse unmöglich ist, weil sie endlose Komplikationen herbeiführen würde. Kail empfiehlt daher eine Klassi-

Digitized by Google

fikation nach Siliziumgraden. Dieserhalb liegt ein Artikel von Adamson vor, in dem Kails Vorschlag kommentiert und worin klar bewiesen wird, wie der Gehalt an Silizium keineswegs verläßliche Schlüsse auf den Schwefel, Phosphor und Mangangehalt zuläßt. Der letzte Absatz in Adamsons Artikel ist ein sehr zutreffender. Er sagt: „Bis heute beweisen alle Umstände, daß Kohlenstoff den wirklichen Kontrollfaktor bei Roheisen bildet." In dieser Behauptung liegt mehr Wahrheit als Möglichkeit, von derselben praktischen Gebrauch zu machen, jedenfalls aber wird sich die weitere Entwicklung um diesen Punkt zu gruppieren haben.

Probestäbe: Ich möchte auch über die Frage der Erprobung von Roheisen mittels Probestäben sprechen. Bei vielen von uns bestehen noch Überbleibsel von alten Methoden und Ansichten, wonach Probestäbe geeignet sind, über die Beschaffenheit des Metalles im Gußstück Aufschluß zu geben. Wir wissen alle, daß, wenn ein Gußstück in eine Anzahl von Stücken zerteilt wird, fast jedes dieser Stücke praktisch ein anderes Versuchsergebnis liefern wird.

Die Stabprobe stellt demnach keinen verläßlichen Versuch für jenes Eisen dar, wie es im Gußstück vorhanden ist, sondern eher für das Eisen, das in die Formen gegossen wurde.

Wenn wir die Probestäbe für diesen Zweck verwenden, können wir viele wertvolle Aufschlüsse erhalten. Es ist wenig damit gewonnen, wenn wir uns mit dem Gedanken beruhigen, daß das Metall im Gußstück unter den gleichen physikalischen Bedingungen steht, wie das gleiche Metall, das zum Probestab gegossen wurde. Auch die Methode der an den Gußstücken anhaftenden Angüsse oder Probestäbe zwecks Bestimmung des Metallcharakters in diesen Gußstücken kann höchstens beweisen, daß die Gußstücke und die Probestäbe aus demselben Metall gegossen wurden. Ein solcher Probestab wird entweder genauen Aufschluß über den Normalcharakter des geschmolzenen Metalles oder über die Festigkeit des über das ganze Gußstück verteilten Metalles zu liefern imstande sein.

Aus dem Gesagten geht klar hervor, daß es am vorteilhaftesten ist, wenn zwischen dem Probestab und dem geschmolzenen Metall eine Zusammengehörigkeit besteht und man beim Gießen des Probestabes seine Abmessungen und die Gußart derart wählt, daß dadurch der Charakter des geschmolzenen Metalles in möglichst genauer Art in die Erscheinung tritt.

Der Artikel von Damour ist insbesondere für Amerikaner von außerordentlichem Interesse. Vor einigen Jahren fand gelegentlich

Digitized by Google

der jährlichen Vollversammlung des amerikanischen Verbandes für Materialprüfung eine Diskussion über Probestäbe statt. Es wurde dabei viel über die beste Form und Gußmethode von Probestäben debattiert. Die Kontroverse war von langer Dauer und sehr mannigfaltig. Es schien nahezu unmöglich, die Gebräuche einer Generation von Fabrikanten, von denen jeder bei seiner bisherigen Methode zu bleiben bestrebt war, unter einen Hut zu bringen. Man gelangte zu dem Ergebnis, daß ein Normalstab von den geeignetsten Abmessungen und der am meisten zweckentsprechenden Gußmethode aufzustellen sei, auf welchen jeder Fabrikant die Ergebnisse seiner eigenen früheren Praxis beziehen kann, wobei man auch vergleichsweise den Koeffizienten zwischen dem bisher in Anwendung gestandenen Stab und dem Normalstab zu bestimmen vermöchte. Damour führt diese Frage noch um einen Schritt weiter und schlägt zum allgemeinen Vergleich die Schaffung eines internationalen Stabes vor.

Ich glaube aus der allgemeinen Richtung der Artikel schließen zu sollen, daß Damours Vorschlag eine herzliche Aufnahme finden wird. Es ist interessant, festzustellen, daß Stead in seinem Artikel von einem Rundstab spricht, der beim Guß bessere Ergebnisse als irgendeine andere Form liefert. Derselbe Querschnitt wurde auch von den Deutschen und von den Amerikanern adoptiert. Es scheint daraus hervorzugehen, daß ein Rundstab die geeignetste Form für einen internationalen Normalstab darstellt. Es bestehen zurzeit aber noch einige Meinungsverschiedenheiten hinsichtlich der Stützweite. Das englische Komitee für Bedingnisse empfiehlt einen Stab von nicht weniger als 36″ (91 cm) Länge; in Deutschland ist eine Stablänge von 24″ (600 mm) zwischen den Stützen und in Amerika eine solche von 12″ (30 cm) üblich. Es dürfte sich unzweifelhaft empfehlen, jene Länge durch Versuche festzustellen, die am zweckentsprechendsten ist und weitestgehende Aufschlüsse zu liefern vermag. Auch die Gußmethode wäre vorzusehen. Die in Damours Artikel vorgeschlagenen Gußmethoden sowie jene, die in den Bedingnissen für Probestäbe des amerikanischen Verbandes genau dargelegt erscheinen, dürften zu solchen Methoden führen, die die besten Ergebnisse zu liefern vermögen.

Neben all diesen auf die Schaffung eines internationalen Probestabes abzielenden Punkten müßte man sich noch das eine vor Augen halten, daß jeder Fabrikant seine bisherige Probestabgußmethode so lang er will, beibehalten möge, sich dabei aber bemühen soll,

Digitized by Google

den Vergleichskoeffizienten zwischen seinem Probestab und dem Normalstab zu bestimmen, so daß die Ergebnisse mit seinen alten Probestäben leicht mit den alten Probestäben jener anderen Fabrikanten verglichen werden können, die etwa gleichfalls zögern sollten, von ihrem bisherigen Vorgang abzuweichen. Auf diese Weise könnte man den sorgfältig vorgeschriebenen Herstellungsmethoden immer näher kommen und eine Vergleichsbasis gewinnen, die jene Aufschlüsse und Ergebnisse liefern würde, die bisher nur an Hand von einzelnen Probestab- und Erprobungsmethoden gesammelt werden konnten.

Sekretär Moldenke: Herr Präsident, es sind hier zwei schriftliche Diskussionen eingelangt. Die erste ist von E. B. Wolff, in welcher derselbe der allgemein gefaßten Meinung entgegentritt, daß Zugproben von Gußeisen wertlos seien. Er behauptet, daß es vollkommen möglich ist, gute Zugproben durchzuführen und bemerkt, daß, um dies zu erreichen, diese Form der Stäbe gewählt werden muß — d. i. in der Mitte verjüngt, so daß der Stab stets in der Mitte bricht — indem er weiter anfügt, daß die Wahrscheinlichkeit für Blasen an dieser Stelle sehr geringe sind, während wenn die Blase irgendwo anders ist, der Stab bei diesem Querschnitt brechen wird. Es wird wahrscheinlich von den Franzosen zugegeben werden, daß, wie der Deutsche Verband für Materialprüfung bestimmt hat, Zugproben bei den Graugießereien nicht mehr in Anwendung kommen sollen und man beginnt dem auch schon in einigen amerikanischen Werkstätten Rechnung zu tragen. Wolff behauptet aber nun, daß eine Zugprobe doch möglich ist.

Die andere Diskussion ist von E. Adamson, Sheffield, England, und stellt eine umfangreiche Abhandlung über die Diskussion zu dem Berichte von Kail dar. Adamson tritt darin dem Vorschlag entgegen, eine chemische Klassifikation von Roheisen mittels des Siliziumgehaltes zu schaffen, indem er auf die verschiedenen Wirkungen des Siliziums des näheren eingeht. Er behauptet, daß auch die anderen Elemente es beeinflussen und zieht daraus den Schluß, daß eine Klassifikation nach dem Siliziumgehalt unzweckmäßig wäre. Er spricht auch über die Temperaturverhältnisse, die einen Einfluß ausüben und gelangt zu dem Endresultat, daß der Kohlenstoffgehalt sowie die Form des Kohlenstoffes für das Bruchaussehen ausschlaggebend seien, was ja tatsächlich zutrifft. Er bekämpft daher speziell jenen Teil, wo eine Klassifikation nach der chemischen Analyse vorgeschlagen wird, wobei jede Kategorie einer bestimmten Analyse entsprechen soll. Die beiden Diskussionsbeiträge lauten:

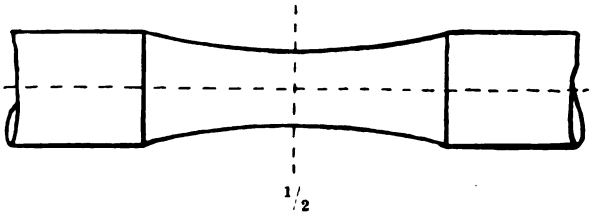
Digitized by Google

H. E. B. Wolff (schriftlicher Beitrag): Obgleich schon einige Länder von der Zugprobe als unzuverlässig abgegangen sind, ist es sehr gut möglich, gut übereinstimmende Ergebnisse zu erzielen, wenn man nur nicht an der bei anderen dehnbaren Metallen üblichen Stabform festhält, wie regelmäßige Proben in der Praxis bewiesen haben.

Die Bedingung, um gute Resultate zu bekommen, ist vor allem daß der Stab abgedreht wird, da kleine Oberflächenfehler Einfluß haben können.

Da keine Dehnung gemessen wird, braucht man die Stäbe nicht zylindrisch zu machen. Wir geben den Stäben einen kleinen Durchmesser in der Mitte der allmählich in die Köpfe zum Einspannen übergeht. (Siehe Abbildung.)

Zugstab für Gußeisen.



Man hat jetzt den großen Vorteil, daß man im voraus bestimmt, wo der Stab brechen soll, nur wenn sich an dieser Stelle ein Gußfehler befindet, kann dieser einen Einfluß ausüben. Bricht der Stab an einer anderen Stelle mit größerem Querschnitt, so weiß man, daß die Ursache des Bruches ein Fehler war und daß die so gefundene Zugfestigkeit nicht die wahre ist.

Zugproben mit Gußeisenstäben sind zuverlässig, wenn man obenbeschriebene Stabform wählt.

H. E. Adamson (schriftlicher Beitrag): Im zweiten Abschnitt seines Artikels behauptet Kail, daß Phosphor keinen Einfluß auf den Bruch ausübe, ohne dafür einen Beweis zu liefern, während es doch wohl bekannt ist, daß es keineswegs schwer fällt, phosphorhältiges Eisen durch den Bruch von Hämatit zu unterscheiden und es auch allgemein zugegeben wird, daß mit dem Anwachsen des Phosphorgehaltes allein der gebundene Kohlenstoff sich verringert und der Graphitgehalt steigt und es sich weiter auch in der allgemeinen Werkspraxis gezeigt hat, daß mit dem zunehmenden Phosphorgehalt die wirkliche Abschrecktiefe abnimmt. Das findet durch Tabelle A seine Bestätigung, in

Digitized by Google

welcher die Menge der übrigen Bestandteile mit Ausnahme von Phosphor konstant bleibt.

Tabelle A.

Phosphor	Tiefe der wirklichen Abschreckung weiß	Gefleckt und halbiert bis zur Tiefe von	Halbierung endigt bei	Bruch des grauen Teiles
0·303	1″	$1^3/_4$″	2″	hart grau, oben Abschreckung durch die Luft
0·690	$^5/_8$″	$1^1/_2$″	$2^1/_2$″	hart, grau, oben Abschreckung durch die Luft
1·075	$^3/_8$″	$1^1/_{16}$″	$1^7/_8$″	hart grau

Im selben Abschnitte behauptet der Verfasser, daß Schwefel im Bruch keine Veränderung verursacht, wenn der Gehalt unter 0·10% bis 0·12% beträgt, aber der Einfluß oder der sichtbare Einfluß von Schwefel auf das Bruchaussehen hängt gänzlich von der Art des ursprünglichen Bruches (d. i. jener nach dem Guß) ab, oder mit anderen Worten von der Temperatur, bei welcher das Eisen gewonnen wurde. Es ist z. B. — natürlich nur durch Zufall — ein sehr graues Eisen mit 0·50% Schwefel ganz gut möglich; der Schwefel vermag, wie es scheint, in diesem Falle keinerlei Einfluß auf das Korn selbst nach dem Umschmelzen auszuüben, wenn aber bei niedrigem Schwefelgehalt der Bruch feinkörnig wäre, d. h. nahe an halbierten Eisen grenzt, so würde der Einfluß des Schwefels sehr deutlich hervortreten und selbst ein geringerer Prozentsatz als 0·10% würde aus einem derartigen Eisen nach dem ersten Umschmelzen ein halbiertes Eisen machen.

Was nun den Einfluß von Mangan betrifft, so ist derselbe, während im allgemeinen hoher Mangangehalt die Bildung eines feinkörnigen Bruches begünstigt, bei dem bei Roheisen üblichen Gehalt von höchstens 2%, von der Temperatur, bei welcher das Eisen erzeugt wurde, wesentlich abhängig. Es ist daher bei Hämatiteisen Nr. 1 mit 1·5—2·0% Mangangehalt der Bruch gewöhnlich sehr grob, wie dies aus Tabelle B ersichtlich erscheint, die auch zeigt, daß hoher Mangangehalt keinerlei Einfluß auf die Gewinnung eines grobkörnigen Eisens haben dürfte.

Digitized by Google

Tabelle B.

Nr.	Bruch-Nr.	Gesamt-C	Graphit	Gebundener C	Si	S	P	Mn	Bemerkung
1	1	4·23	3·62	0·61	0·670	0·026	0·04	1·4	
2	1	3·65	3·08	0·57	1·460	0·040	0·030	0·72	
3	1	3·76	3·20	0·56	2·140	0·038	0·031	0·78	
4	1	3·23	2·83	0·40	3·930	0·030	0·040	1·30	sehr große Flocken
5	1	3·67	3·50	0·17	4·980	0·034	0·041	1·34	
6	1	3·14	3·02	0·12	5·850	0·033	0·043	1·00	

Mangan erhöht bei gleicher Temperatur sicherlich die Fähigkeit des Eisens, Kohlenstoff aufzunehmen. Dieser Umstand erklärt aber nicht das Beispiel Nr. 5 in Tabelle C — ein Eisen, das in Großbritannien täglich erzeugt wird —, noch vermag man an Hand irgendeiner chemischen Kombination auch nur eine der sechs Analysen in Tabelle C zu erklären, die alle regulär im Hochofen gewonnenes Roheisen betreffen, bei denen jedoch in jedem einzelnen Falle die Erzeugungsverhältnisse andere waren. Von besonderem Interesse sind Vergleiche zwischen 5 und 6, denn wenn die chemischen Bestandteile allein den Kohlenstoff kontrollieren, dann müßte Nr. 5 nahezu 4% Gesamtkohlenstoff aufweisen, selbst unter Berücksichtigung seines hohen Phosphorgehaltes, weil der Siliziumgehalt niedriger und der Mangangehalt höher als bei Nr. 6 ist und diese beiden Elemente auf das Anwachsen des Gesamtkohlenstoffgehaltes Einfluß ausüben.

Tabelle C.

Nr.	Bruch	Gesamt-C	Si	S	P	Mn
1	Grau Nr. 1	4·23	0·67	0·026	0·040	1·40
2	Weiß	4·20	0·20	0·020	0·020	Spuren
3	Grau Nr. 1	3·50	0·20	0·030	1·560	0·30
4	Grau Nr. 1	3·28	0·35	0·026	0·020	0·07
5	Grau feinkörnig . . .	2·95	0·95	0·065	0·980	1·65
6	Grau	2·90	4·83	0·010	1·050	0·61

In betreff Silizium ist zuzugeben, daß bei gleicher Temperatur Silizium der Aufnahme von Gesamtkohlenstoff entgegenwirkt, die Feststellung aber, daß die Kohlenstoffgehalte die üblichen Grenzen

Digitized by Google

von 3—4% nicht überschreiten, stimmt kaum bei den in Tabelle C angeführten Roheisensorten überein.

Die natürliche Folgerung aus Kails Bemerkungen im fünften Abschnitt seines Artikels geht dahin, daß der Kohlenstoff als solcher keinen Einfluß ausübt, abgesehen von den mittelbaren und unmittelbaren Einwirkungen, denen er vonseiten der anderen Bestandteile ausgesetzt ist. Der Verfasser spricht klar aus, daß der Siliziumgehalt die Menge des Gesamtkohlenstoffes und das Verhältnis zwischen gebundenem Kohlenstoff und Graphit bestimmt. Tabelle D wird jedoch ebenso wie Tabelle B zeigen, daß dies nicht richtig ist. Der erste Teil der Tabelle D (a) zeigt den Gehalt an gebundenem C und an Si einer Reihe von Probestäben mit steigendem gebundenem Kohlenstoffgehalt. Der zweite Teil der Tabelle (b) zeigt eine Reihe von acht Roheisenmustern desselben Bruches, die aus demselben Ofen und demselben Möller stammen und unter gleichen, d. h. normalen Verhältnissen abgekühlt wurden.

Tabelle D.

a		b	
Geb. C	Si	Geb. C	Si
Spuren	3·12	0·54	1·81
0·25	2·90	0·57	3·11
0·35	1·23	0·60	2·36
0·35	2·52	0·60	2·51
0·36	1·52	0·60	3·05
0·44	2·23	0·62	3·19
0·50	1·64	0·62	3·50
0·51	1·75	0·63	2·33
0·52	1·65		
0·54	1·31		
0·58	2·19		
0·66	1·82		
0·70	0·98		

Die dieser Diskussion beigefügten Tabellen zeigen klar, daß die vom Verfasser im zweiten Abschnitt seines Artikels aufgestellte Behauptung, Silizium sei das einzige Element, auf welches aus der Bruchbeschaffenheit Schlüsse gezogen werden können, ganz unzutreffend ist, denn in Tabelle B zeigen bei gleicher Bruchfläche, die Silizium-

Digitized by Google

gehalte an ein und demselben Bruch Veränderungen zwischen 0·67% und 5·85% und es sind noch größere Differenzen bei ähnlichen Verhältnissen bekannt.

Der Verfasser hat vollständig recht, wenn er sagt, daß ein bei hoher Temperatur gegossenes Roheisen gröberes Korn zeigen wird, als solches, das bei niedrigerer Temperatur gegossen wurde und diese Feststellung beweist an und für sich zur Genüge, daß Silizium kein Prüfungsmittel für den Bruch ist. Weiter hängt die Gießtemperatur von zwei innerhalb des Ofens bestehenden Verhältnissen ab. In erster Linie von der Schmelztemperatur und zweitens von den Temperaturverhältnissen zwischen der Schmelzzone und dem Stichloch des Ofens. Der Bruch des Roheisens wird tatsächlich in erster Linie durch die Temperatur- und die Zeitverhältnisse innerhalb des Hochofens bestimmt und kann in zweiter Linie durch das vorhandene Silizium, Phosphor oder Mangan beeinflußt werden, denn es ist ganz leicht, Roheisen mit verschiedenen Prozentgehalten dieser Bestandteile auszusuchen, um zu beweisen, daß jeder derselben einen Prüfstein für den Bruch des Roheisens bilden kann. Es wäre aber bei diesen ausgesuchten Stücken auch erforderlich, die Arbeitsbedingungen des Ofens in Berücksichtigung zu ziehen, unter welchen diese speziellen Stücke hergestellt worden sind.

Am Anfang der Seite 3 seines Berichtes behauptet Kail, es sei wohl bekannt, daß der Prozentsatz von Graphit in erster Linie vom Siliziumgehalt abhänge. Eine derartige Behauptung kann nicht bewiesen werden. Auch hiefür sind die Erzeugungsverhältnisse des Roheisens von größter Bedeutung und die Schlußfolgerung des Verfassers hängt vom perzentuellen Gehalte des vorhandenen Gesamtkohlenstoffes ab, was durch die Tabelle B klar erwiesen erscheint. Dieselbe zeigt, daß der Kohlenstoff an sich auf die im Roheisen konstatierbaren Prozentverhältnisse einen wesentlichen Einfluß besitzt.

Der Verfasser behauptet am Anfang, daß Silizium das einzige Element wäre, auf welches aus der Bruchfläche Schlüsse gezogen werden können, scheint jedoch dann später dem wieder zu widersprechen, indem er feststellt, daß der Prozentsatz des Siliziumgehaltes nicht gut nach dem Bruchaussehen, das ja scheinbar ein allgemeines Bild von dem Roheisen liefert, beurteilt werden kann. Doch bitte ich hier einen Unterschied zu machen, denn wenn man einen Arbeiter dahinbringen kann, daß er den Siliziumgehalt von Roheisen nach dem Bruch, dem allgemeinen Aussehen des Eisens etc. beurteilt, so müßte es sicher auch

Digitized by Google

einem geübten metallurgischen Chemiker möglich sein, dies mit noch größerer Genauigkeit zu tun.

Die tägliche Erfahrung zeigt auch, daß der Siliziumgehalt nicht einmal für die Festigkeitswerte maßgebend ist, denn es liegen sichere Fälle vor, daß Probestäbe von $2'' \times 1''$, die bei 3′ Stützenentfernung erprobt wurden, regelmäßige Durchbiegungen von 0·65 Zoll und in einem Falle sogar 0·80 Zoll zeigten bei einem Siliziumgehalt von 3·18%. In Bestätigung dessen zeigt Tabelle E identische Proben mit Eisensorten ganz verschiedenen Siliziumgehaltes und ich fand in meiner täglichen Praxis, daß praktisch gleiche Probeergebnisse mit Eisensorten erzielt werden, deren Siliziumgehalt zwischen 1·5% oder noch weniger und 3·00% und darüber schwankt.

Tabelle E.

Analyse.

A. Roheisen	Silizium 1·25%	Schwefel 0·035%
Guß	„ 1·25%	„ 0·070%
B. Roheisen	„ 2·86%	„ 0·040%
Guß	„ 2·67%	„ 0·060%

Proben.

Nr.	Biegeprobe	Durchbiegung Zoll		Festigkeit in lbs.	
		A	B	A	B
1	$^1/_8'' \times 1^1/_2''$	·29	·35	110	164
2	$^1/_4'' \times 1^1/_2''$	·25	·03	320	344
3	$^3/_8'' \times 1^1/_2''$	·21	·24	550	530
4	$^1/_2'' \times 1^1/_2''$	·18	·18	860	920
5	$^5/_8'' \times 1^1/_2''$	·15	·14	1260	1208
6	$^3/_4'' \times 1^1/_2''$	14	·12	1600	1640
7	$^7/_8'' \times 1^1/_2''$	·12	·11	2240	2320
8	$1'' \times 1^1/_2''$	·10	·10	2900	2860
9	$1^1/_4'' \times 1^1/_2''$	·08	·10	3600	5300

Der Bruch liefert Anzeichen für die Art des Metalles, das man beim Gießen in der Gußpfanne haben wird und ob die erhaltenen Gußstücke gesund sein werden oder nicht, woraus hervorgeht, daß die praktische Erfahrung bei der Verwendung von Roheisen deutlich auf

Digitized by Google

die Bedeutung des Bruchaussehens hinweist, was von mir auch in verschiedenen Artikeln bereits nachgewiesen wurde.

Der Verfasser hat es unterlassen, zu zeigen, daß seine Behauptung in betreff der Siliziumkontrolle den Eisengießern Nutzen bringen würde, die gebunden sind durch immer enger werdende Bedingnisse und durch Vorschriften, die jedes Jahr komplizierter werden. Man verlangt heute eher gesunden Guß als hohe mechanische Proben.

Die Klassifikation nach Silizium wäre für den Hochofenmann gerade so leicht wie die Klassifikation nach dem Bruch, sie würde aber viel schlechter werden als die letztere, wenn sich der Gießer ganz auf den Siliziumgehalt verlassen würde. Es kann keine zufriedenstellende Klassifikationsmethode geben, die die physikalischen Eigenschaften, welche durch den Bruch offenbar werden und in erster Linie durch die Fabrikationsmethode beeinflußt erscheinen, ignoriert.

Es spricht bis heute alles dafür, daß der Kohlenstoff den wirklichen Kontrollfaktor im Roheisen darstellt, und dieser wird ganz außerhalb der chemischen Analyse durch die Temperatur — caloris puritius — die Herstellungsmethode beherrscht, mit anderen Worten durch die Physik, einen Zweig der Chemie, aber einen, der von jenen fast ganz übersehen wird, die die chemischen Analysen bevorzugen.

Präsident Souther erteilt Herrn Moldenke das Wort zur Diskussion.

Sekretär Moldenke: Ich möchte nur einige Worte anfügen und sagen, daß in bezug auf die Roheisenfrage unsere Erfahrung in Amerika gezeigt hat, daß, wie dies auch aus den verschiedenen Artikeln hervorgeht, wir eigentlich keine Roheisennormalien besitzen. Das heißt also, ein jeder schreibt einfach vor, was er der Analyse nach für seine speziellen Zwecke wünscht und unsere Arbeit sollte darin bestehen, die in der Praxis zulässigen Toleranzen gegenüber diesen Vorschriften festzulegen; wenn also z. B. jemand ein Roheisen mit so und so viel Siliziumgehalt verlangt, so soll, jener der dieses Roheisen entsprechend dieser Siliziumvorschrift verkauft, die Möglichkeit haben, das Roheisen mit einer gewissen Abweichung von dem vorgeschriebenen Prozentsatz zu liefern, wobei dieser Prozentsatz eben noch innerhalb der für den Verwendungszweck geeigneten Grenze gelegen sein muß.

Dann die weitere Frage des Probestabes. Unser diesbezüglicher Vorschlag stammt aus der Zeit, da wir glaubten, daß kein Probestab uns über das Gußstück Bescheid sagen könne. Wir müssen aber wünschen, über die Qualität des Eisens, aus dem dann das Gußstück

Digitized by Google

hergestellt wird, informiert zu werden. Das können wir nur durch bestimmte Normalprobestäbe erreichen, und zwar: durch einen Stab gegossen in trockenem Sand, einen Stab, der rund ist, einen Stab, der nicht bearbeitet wurde — wobei alles vermieden wird, was das Verhalten des Eisens in diesem speziellen Stab irgendwie beeinflussen und daher das Ergebnis künstlich gestalten könnte. Dann werden wir das Eisen kennen, das in die Gußstücke gelangt ist. Darüber hinaus wird uns bekanntermaßen unsere Gießereierfahrung helfen.

Präsident Souther: Wünscht noch jemand das Wort zur Frage des Gußeisens? Die Herstellung von Gußstücken aus Gußeisen ist eine alte Industrie und doch wage ich zu sagen, daß sie sehr vernachlässigt wurde. Die Berichte und ihre Erörterung ist ein Mittel, um sie auf die gleiche Stufe wie die Stahlindustrie zu bringen. Ich hoffe, daß die Diskussion volles Licht in dieses Gebiet bringen wird.

Präsident Souther erklärt hierauf die Diskussion für geschlossen und erteilt Herrn W. Wood das Schlußwort.

H. W. Wood: Ich wollte nur das eine aussprechen und womöglich bekräftigen, was unser Präsident Souther gesagt hat, daß wir, um die Herstellung des Gußeisens gründlich zu verstehen und zu modernisieren, mit den alten Begriffen und alten Methoden brechen müssen und abgehen von der Beurteilung durch die Bruchfläche, sondern daran denken, was für Eigenschaften das Eisen selbst besitzt oder ob es zu seinen Zwecken geeignet ist.

Präsident Souther erteilt Herrn Damour das Schlußwort.

H. A. Damour: Ich finde, daß die mechanischen Proben immer ein Interesse finden werden, sobald man sich über die Eigenschaften des Materiales und nicht nur über die des daraus hergestellten Gußstückes unterrichten will. Unter diesem Vorbehalte möchte ich die mechanischen Proben nicht ausgeschaltet wissen.

Präsident Souther: Wir wollen den nächsten Bericht in Behandlung nehmen. Er lautet: „Eine neue mechanische Untersuchungsmethode für Gußeisen" von Ch. Frémont (VI_3).

(An Hand zahlreicher Proben zeigt der Bericht, daß Zerreißproben mit Gußeisen nicht genügend verläßliche Ergebnisse liefern. Die Resultate der statischen Biege- und Scherproben verlaufen proportional, die der Schlagproben geben keinen Aufschluß über die Festigkeit des Gußeisens und sind ohne jede Beziehung zu den Ergebnissen der Biege- oder Scherproben. Bei der Biegeprobe ist die Probeentnahme schwierig. Auch in dieser Beziehung am einfachsten gestaltet sich die Scherprobe. Der Probestab kann leicht durch einen Hohlbohrer von 14 mm Durchmesser dem Gußstück entnommen werden. Diese Probeart ist daher verläßlich, schnell und billig.)

Digitized by Google

H. Prof. A. Mesnager legt den Bericht vor.

Präsident Souther eröffnet die Diskussion.

H. A. Damour: Ich stimme nicht ganz mit der Ansicht Frémonts über die Unregelmäßigkeit der Ergebnisse mit zylindrischen Zerreißstäben überein. Ich glaube, daß die bedeutenden Differenzen darauf zurückzuführen sind, daß die Proben nicht unter ganz gleichen Bedingungen entnommen wurden. Ich für meinen Teil habe stets ziemlich konstante Resultate (im Verhältnis 90—95%) erhalten, sobald die Proben dem gleichen Gußeisen und unter gleichen Bedingungen hinsichtlich Abkühlungsdauer und der sonst noch in Betracht kommenden physikalischen Grundlagen entnommen wurden.

H. Prof. A. Mesnager: Ich möchte die Ergebnisse, die mit großem Fleiß gewonnen wurden, nicht in Zweifel ziehen; ich möchte nur betonen, daß es jedenfalls leichter ist, Probestäbe an verschiedenen Punkten eines Gußstückes zu entnehmen, als einen Probestab dadurch, daß er getrennt und gleichzeitig mit dem Gußstück gegossen wird, zu erhalten.

Der Abguß eines Probestabes getrennt vom Gußstück läßt beim Übernehmer auch stets die Furcht aufkommen, daß der Probestab verwechselt wurde. Es gibt auch eine große Menge von Bedingungen, die die Festigkeit des separat gegossenen Probestabes beeinflussen, bzw. ändern können.

H. A. Damour: Bei einem Gußstück komplizierter Form erhält man auch mit dem gleichen Gußeisenmaterial sehr verschiedene Probeergebnisse.

H. Prof. A. Mesnager: In einem solchen Falle werde ich einfach feststellen, daß das Gußeisen von Punkt zu Punkt verschiedene Eigenschaften hat. Das wird mir genügen.

H. A. Damour: Sie werden verschiedene Ergebnisse selbst längs der Stelle finden, an der Sie den Probestab entnehmen.

H. Prof. A. Mesnager: Das ist mehr ein Gegenstand des Studiums und des Unterrichtes als der praktischen Übernahme.

Präsident Souther: Wie ich ersehe, ist der in Rede stehende Probestab geeignet, Einblick ins Innere des Gußstückes zu gewähren und die Größe des Kornes festzustellen. Der Weg ist ganz neu und kann mit der Zeit nützlich werden.

Wir wollen jetzt zum nächsten Bericht übergehen: „Ein Vorschlag zur Herstellung von Versuchsstäben aus härtbarem Guß" (VI_5) von Th. D. West.

Digitized by Google

(Der Bericht macht Vorschläge für die Erprobung von härtbarem Guß. Es wird der Gebrauch runder, stehend gegossener Versuchsstäbe empfohlen. Für die weißen gehärteten Gußeisenprobestäbe wird eine metallische Kokille, für die Graugußprobestäbe eine Sandform vorgeschlagen.

Der Bericht gibt Zeichnungen der Stäbe und eine Darstellung der damit gemachten Biegeproben.)

Sekretär Dr. Moldenke gibt einen Auszug des Berichtes.

Präsident Souther geht, da niemand das Wort wünscht, zum nächsten Bericht, betitelt: „Kommerzielle Bestrebungen bei Ausführung von schmiedbarem Guß" (VI_7) von Dr. R. Moldenke, über.

(Der Bericht lenkt die Aufmerksamkeit auf das in neuerer Zeit zutage tretende Streben, die in die Augen springendsten Eigenschaften, wie die Festigkeit, auf Kosten anderer, nicht weniger wertvoller zu steigern. Dies führte zur Erzeugung angeblich hochwertiger, in Wirklichkeit unzuverlässiger Fabrikate, z. B. des Halbstahles (Gußeisen mit Stahlzusatz). Der Autor empfiehlt schließlich, mehr Gewicht bei der Entwicklung des schmiedbaren Gusses auf größere Weichheit als größere Festigkeit zu legen.)

H. Dr. R. Moldenke legt den Bericht vor. Im Anschluß daran erinnert er, daß nach der Sitzung in der Sektion A Lichtbildervorträge stattfinden.

Präsident Souther: Wünscht jemand zum Berichte das Wort? Da dies nicht der Fall ist, wollen wir die restlichen Berichte, deren Autoren nicht anwesend sind, behandeln. Der nächst zu behandelnde Bericht lautet: „Mechanische Proben mit Spezialstählen für Schiffbauten" (I_1) von Leonardo Fea.

(Auf Grund durchgeführter mechanischer, und zwar sowohl statischer, wie dynamischer Proben sind in dem Berichte folgende Beziehungen zwischen den verschiedenen Versuchsmethoden für Spezialstahl für Schiffbrücken festgestellt.)

Präsident Souther: Wünscht jemand den Bericht zu diskutieren? Mit Rücksicht auf die vorgerückte Stunde möchte ich fragen, ob jemand zu den noch auf der Tagesordnung dieser Sitzung stehenden drei Berichten, und zwar: „Änderung der mechanischen Eigenschaften und der Struktur einiger zwischen 600—1000° C ausgeglühter Werkzeugstähle" (VII_4) von S. v. Fábry; „Elektrische Widerstandsfähigkeit der Spezialstähle" (IX_6) von O. Boudouard und „Untersuchung der aus den Zementierungsmitteln entweichenden Gase" (VII_5) von de Nolly und Veyret, das Wort wünscht, bzw. ob wir diese Berichte, deren Autoren nicht anwesend sind, keiner speziellen Verhandlung unterziehen sollen.

(S. v. Fábry berichtet über Zerreiß- und Härteproben, die mit Werkzeugstählen von 0·58—1·36% C-Gehalt nach Anwendung verschiedener Ausglühtemperaturen angestellt wurden, um den Einfluß der Wärmebehandlung bezüglich der mechanischen Eigenschaften und des Kleingefüges festzustellen. Die Ergeb-

Digitized by Google

nisse sind in Tabellen und Diagrammen übersichtlich zusammengestellt. Die Festigkeit und Härte steigt bis zu einer Ausglühtemperatur von rund 750° an, von da fällt sie bei allen Sorten ab. Die Zähigkeit verhält sich entgegengesetzt. Bei 800—1000° C. geglüht, steigt die absolute Festigkeit, am auffallendsten bei Stahlsorten, deren C-Gehalt der eutektischen Mischung (0·81—0·92%) nahezu entspricht. Die absolute Festigkeit dieser Stähle übersteigt hiebei die aller anderen. Der Verfasser kommt zu dem Ergebnis, daß die Werkzeugstähle, da ihre Eigenschaften durch die thermische Behandlung stark verändert werden, eher auf Grund der chemischen Analyse beurteilt werden sollten.)

(Um die Umwandlungspunkte des Eisens und seiner Legierungen durch Messung des elektrischen Widerstandes zu bestimmen, hat Boudouard vorerst umfassende Untersuchungen über den elektrischen Widerstand der Spezialstähle bei gewöhnlicher Temperatur durchgeführt. Die Untersuchungen erstreckten sich auf Nickel-, Mangan-, Chrom- und Wolframstähle und erfolgten nach dem Verfahren von Lord Kelvin, Bauart Charpentier. Die Ergebnisse zeigen nun schöne Übereinstimmung mit den nach der Formel von Benedicks bestimmten Widerstandswerten.)

(Der Bericht von de Nolly und Veyret gibt die Versuche wieder, die die Autoren zum Zwecke der Feststellung der Ursachen der Entwicklung explosiver Gase während des Zementierungsprozesses ausgeführt haben. Die Explosionen scheinen herzurühren entweder von plötzlichen Gasentwicklungen, die man mit gewissen Zementierungsmitteln schon bei verhältnismäßig niederen Temperaturen erhält oder von der Reaktion des bei 700° C. sehr reichlich abgegebenen Wasserstoffes auf die bei niederen Temperaturen entweichende Luft. Um die Gasentwicklung abzuschwächen, muß man 1. jene Zementierungsmittel ausschließen, die ungenügend geglühte Tier- und Pflanzenstoffe enthalten; 2. es bei der Verwendung von geglühter Holzkohle, welche allein oder in Mischung mit $BaCO_3$ benützt wird, bewenden lassen; 3. bis 700° C. langsam erhitzen. Wasserstoff scheint keinen Einfluß auf die Tiefe der Zementierungswirkung, dagegen auf die Struktur [größeres Korn und Neigung zur Brüchigkeit] zu besitzen.)

Sekretär Dr. Moldenke: Der letzte Bericht der heutigen Tagesordnung „Automatische Registrierung der Beziehung zwischen Druckkraft und Deformation der Materialien während des Schlages" vom Fürsten A. Gagarine ist einer derjenigen, der unter Vorführung von Lichtbildern zur Vorlage kommen soll. Mit Rücksicht darauf glaube ich, daß die bereits erfolgte Anführung der noch zu behandelnden Berichte mit dem Titel genügt und die Sitzung geschlossen werden kann.*)

Präsident Souther: Wünscht jemand der Anwesenden die Vorlage der Berichte im Auszuge? Wenn nicht, so bringe ich den Antrag auf Vertagung der Sitzung zur Abstimmung.

Der Antrag wird unterstützt und angenommen.

Der Präsident schließt die Sitzung.

*) S. S. 80.

Digitized by Google

Freitag, den 6. September 1912. Vormittag.

Der Präsident Rob. W. Hunt eröffnet die Sitzung um 9 Uhr 20 Min. vormittags.

Er verliest die Namen der Autoren in der Reihenfolge des Programmes bis zu dem Namen W. R. Webster, der anwesend ist. Sein Bericht lautet: „Wirkung der Kaltbearbeitung von Metallen auf ihre physikalischen Eigenschaften" (VII_6).

(Der Bericht zeigt in acht Schaubildern die Veränderungen, die bei verschiedenen Materialien durch verschiedene Grade des Kaltwalzens oder Kaltreckens bis zu 20% des ursprünglichen Querschnittes hervorgerufen wurden. Der Original-Probestab wurde sorgsam angelassen. Alle acht Metalle zeigen ein gleichmäßiges Anwachsen der Elastizitätsgrenze und Abfallen der Zähigkeit mit zunehmender Querschnittsreduktion, gleichgültig, ob diese durch Hämmern, Walzen oder Recken hervorgebracht wurde.)

H. W. R. Webster legt den Bericht vor.

Präsident Hunt setzt, da sich keine Diskussion ergibt, den Bericht von C. Grard „Die industrielle Anwendung der mikroskopischen Metallographie zur Kontrolle der Bearbeitung von Kupfer und Messing" (II_{15}) auf die Tagesordnung.

(In dem Berichte werden die Wirkungen der Kaltbearbeitung und des Anlassens an Hand mikrographischer Proben und Zerreißproben bei zwei Messingarten [$^{67}/_{33}$ Messing oder Patronenmessing und $^{90}/_{10}$ Messing]. Die Änderungen der mechanischen Eigenschaften bei den verschiedenen Anlaßtemperaturen werden behandelt. Die Diagramme zeigen für alle Grade der Kaltbearbeitung einen starken Abfall der Festigkeit und Elastizitätsgrenze und eine Zunahme der Dehnung bei Anlaßtemperaturen zwischen 250—300° C. Ähnliche Diagramme wurden für Kupfer erhalten. Die Mikrographie ermöglicht es, den Erfolg der Bearbeitung deutlich zu erkennen.)

H. C. Grard legt seinen Bericht vor.

Präsident Rob. W. Hunt fragt, ob eine Diskussion gewünscht wird. Da dies nicht der Fall ist und die Autoren der übrigen noch zu behandelnden Berichte nicht anwesend sind, greift er zu dem ersten vorher übergangenen Bericht „Über einige Phosphormetalle" (II_{13}) von P. Jollibois zurück.

(Der Bericht behandelt zwei neue Phosphor-Zinn-Verbindungen Sn_4P_3 und SnP_3, ferner zwei neue Phosphor-Nickel-Verbindungen NiP_2 und NiP_3, sowie neue Trennungsverfahren und Eigenschaften des Zinkphosphides Zn_3P_2. Die Untersuchung der Zinn-Phosphorlegierungen bis 40% Phosphor werden erörtert und die Eigenschaften derselben sowie der neuen Verbindungen besprochen.)

H. Dr. R. Moldenke gibt einen kurzen Auszug des Berichtes.

Digitized by Google

Der Präsident setzt nach Dankesworten für den Autor den nächsten Bericht: „Bildung von Legierungen durch Übereinanderlagerung" (II_{12}) von H. Le Chatelier auf die Tagesordnung.

(Die im Jahre 1900 zuerst angewendete Methode, eine ganze Reihe von verschiedenen Legierungen durch Übereinanderlegen zweier Metalle im geschmolzenen Zustande zu bilden, wird beschrieben. Legris ist es durch Anwendung kleiner Tiegel [2—3 mm Durchmesser] oder durch Berührung von zwei benachbarten Kügelchen gelungen, die Übergangsschichte auf 1 mm zu reduzieren und die Wiedergabe der ganzen Legierungsreihe auf einer photographischen Platte zu ermöglichen. Der Bericht zeigt Beispiele und Anwendungsgebiete [auch bei ternären Legierungen].)

H. Dr. R. Moldenke gibt einen kurzen Auszug des Berichtes.

Präsident Hunt: Der Bericht steht der Diskussion offen.

H. Dr. W. Rosenhain: Der Artikel des Prof. Le Chatelier berichtet uns in sehr interessanter Weise über eine Methode, die ich sozusagen als Demonstrationsmethode für das Studium der Legierungen bezeichnen möchte, die aber meiner Meinung nach als ein ernstliches Mittel für die Prüfung der Legierungen nicht in Betracht kommen kann. Es ist ja diese Methode tatsächlich während vieler Jahre in Verwendung gestanden und neben anderen auch durch Stead in England praktiziert worden, um die verschiedenen Abkühlungseigenschaften des Stahles zu studieren. Er verwendete sie, indem er ein Ende eines Stahlstückes in einem elektrischen Bogen schmolz, das ganze Stück in Flüssigkeit tauchte und derart eine ganze Reihe von verschiedenen Abkühlungsvorgängen von dem direkt im flüssigen Zustande eingetauchten Materiale angefangen bis zu jenem des Endprozesses beobachten konnte.

Hier wie in anderen Fällen bestehen aber bei derartigen Methoden gewisse Grenzen und eine derselben liegt darin, daß man nur ein sehr kleines Teilstückchen jeder einzelnen Stufe der Legierungen zur Verfügung hat und diese Proben alle zu klein und von ihrem wirklichen Gleichgewichtszustand sehr weit entfernt sind. Wir können nicht sicher sein, auch nur im Feld eines einzigen mikroskopischen Bildes gleichmäßige Konzentration zu finden und wenn man mit solch einem Stückchen sogar eine Brinellsche Probe durchführen will, so kommt mir das vor, wie wenn man einen Dampfhammer zum Nußknacken verwendet. Mit der so minutiösen Brinellschen Probe genaue Resultate zu erzielen, ist bei einem derart heterogenen Gemenge wohl sehr schwierig.

Digitized by Google

Wir sind Herrn Le Chatelier gewiß sehr dankbar dafür, daß er unsere Aufmerksamkeit auf eine nützliche Demonstrationsmethode gelenkt hat, die sicher niemand anderer in besserer Art und Weise hätte entwickeln können als er, aber ich glaube, wir müssen uns darüber klar sein, daß dieselbe auf diesen Zweck beschränkt bleiben muß, weil wir in betreff der Untersuchung von primären Legierungen bereits auf einer Stufe angelangt sind, wo wir etwas Genaueres verlangen müssen und für welche die Tage der reinen Forschungs- und qualitativen Methoden vorüber sind.

H. C. E. Skinner: Ich möchte mir erlauben, darzulegen, daß die Möglichkeit zur Herrichtung von Proben dieser Art von Legierungen durch eine Methode gegeben ist, die wir ziemlich eingehend erprobt haben. Diese Methode besteht darin, daß man zwei Stücke von verschiedenem Metall elektrisch zusammenschweißt und sie dann bei einer etwas unter ihrem Schmelzpunkt gelegenen Temperatur erhält, indem man durch sie einen elektrischen Strom gehen läßt. Es findet dann etwas ähnliches wie eine Transfusion der Metalle statt, indem sich jedes auf eine gewisse Strecke nach der Seite des anderen ausdehnt, wobei der Prozentsatz des übergehenden Metalles mit zunehmender Entfernung von der Schweißstelle abnimmt. In einigen Fällen erstreckte sich die Transfusion auf eine Strecke von zwei Zoll. Ich glaube, derselbe Vorgang findet in etwas anderer Weise Anwendung bei der Erzeugung von Nickel-Kupferlegierungen, wobei Kupfer mit Nickel dünngeschlagen wird, um dann bei geeigneter Temperatur zur Legierung zu werden. Ich halte diese Methode nach den vom Verfasser des Artikels beschriebenen Grundsätzen zur Erzeugung von Legierungen zu Studienzwecken sehr geeignet.

Präsident Hunt: Da sich niemand mehr zum Worte meldet, wollen wir zum nächsten Bericht vorgehen: „Experimentalproben mit Weißmetallen für Maschinen" (II_{16}) von Nino Pecoraro.

(Der Autor berichtet über zahlreiche an 14 verschiedenen Lagermetallarten durchgeführte Untersuchungen und deren nachfolgend angegebene Ergebnisse: 1. Die Temperatur, bei der das Metall zum Schmelzen gebracht wurde, hat einen großen Einfluß auf den Reibungskoeffizienten. 2. Die Brinellsche Härtezahl gibt einen Anhaltspunkt für den Abnützungswiderstand. Als mechanische Proben sind nur Härteproben, Schlagproben und Druckfestigkeitsproben von Wert.)

H. Dr. R. Moldenke legt den Bericht vor.

Der Präsident Hunt eröffnet die Diskussion.

H. G. H. Clamer weist darauf hin, daß sich ein Subkomitee der Kommission B der Am. Society of Civil Engineers mit der Feststellung

Digitized by Google

und Empfehlung von einheitlichen Lieferungsbedingnissen für Weißmetall, Zinn, Blei und Zink gebildet hat und seine Studien begonnen hat. Unter den zahlreichen für praktische Zwecke empfohlenen Legierungen sind nachstehende fünf im allgemeinen kommerziellen Gebrauch:

	Zinn	Kupfer	Antimon	Blei
1	89	4	7	—
2	83—$^1/_2$	8—$^1/_3$	8—$^1/_3$	—
3	50	2	12	36
4	70	—	17	76
5	—	—	10	90

Das Komitee hat folgende Untersuchungen unternommen:

1. Härte bei der gewöhnlichen Temperatur.
2. Härte bei erhöhter Temperatur.
3. Vergleich bei gewöhnlicher Temperatur.
4. Vergleich bei erhöhter Temperatur.

Dazu kommt die Untersuchung der Frage der richtigen Probeentnahme aus solchen Legierungen und ihrer Analyse.

Die Wärmebehandlung, bzw. die Gießtemperatur verdienen Beachtung. Ich habe, sagt der Redner, mit größtem Interesse den Bericht des Herrn Pecoraro gelesen und sage ihm Dank im Namen unseres Komitees für die wertvolle Unterstützung, die er der Kommissionsarbeit bei Festsetzung der für die Eigenschaften der Legierungen so wichtigen Gießtemperatur geboten hat.

Auf die Bedeutung der richtigen Wärmebehandlung ist unser Komitee durch Mr. T. D. Lynch der Westinghouse Electric and Manufacturing Cy. aufmerksam gemacht worden, der seit einem Jahre diese Frage studiert hat und als Ergebnis eine Methode der Wärmebehandlung für das Schmelzen und Gießen der verschiedenen bei der genannten Gesellschaft in Verwendung stehenden Antifriktion-Legierungen eingeführt hat.

Unser Komitee hatte den Vorsatz, Bedingnisse für die obenerwähnten fünf Legierungen aufzustellen, und zwar nicht in der Meinung, daß dieselben jeweils für den gedachten Verwendungszweck am besten sind, sondern weil sie heute mehr oder weniger normal sind und wir der Ansicht waren, daß es eine gute Maßregel wäre, ein Bedingnisheft zu schaffen, das praktisch zu verwenden sein würde, ehe man Jahre verstreichen läßt, um zu jenen Schlußfolgerungen zu gelangen, die auf einer vollständigen Untersuchung der Antifriktions- und Dauereigenschaften von einer ganzen Reihe von Legierungen beruhen müßten.

Digitized by Google

Die Legierungen müssen bei der Untersuchung praktisch gut entsprechen und der Tatsache, daß geringe Veränderungen in der Zusammensetzung vielleicht noch bessere Resultate liefern können mißt das Komitee nicht genügende Bedeutung zu, um deshalb noch einen weiteren Aufschub eintreten lassen zu sollen.

Was wir fordern, sind Bedingnisse, die in hinreichender Weise das gewährleisten, was man heute als eine befriedigende Leistung bezeichnet. Die Bedingnisse haben sich zu erstrecken auf:

1. Die Zusammensetzung mit gestatteter Grenze für Ausseigerung, etc. und Begrenzung der Unreinigkeiten,

2. die Art der Erprobung,

3. Empfehlung der geeigneten Wärmebehandlung und

4. die physikalischen Proben, die beweisen, daß die Wärmebehandlung eine richtige war.

H. F. Cremer: Nach meiner Meinung ist für die Beurteilung der Qualität von „Babbit"-Metallen (Metall-Legierung für Zapfenlager) ein Punkt von Wichtigkeit, d. s. die sogenannten Oberflächenbedingungen des Metalles. Wir haben in dieser Richtung sorgfältige Versuche angestellt und fanden durch praktische Versuche bei Bauholzräderwerken in der Holzgegend von Northweater, daß solche Babbit-Metalle, die 20% harte Bestandteile enthalten und 80% weiche, plastische Metallbestandteile bessere Ergebnisse liefern, als vollkommen homogene. Wir kamen zu dem Schlusse, es sei dies der Tatsache zuzuschreiben, daß ein derartiges Metall die Schmierung an den Stützen erleichtere, weil bei dem natürlichen Vorgang der Abnützung die harten Partikelchen etwas hervorragen und falls der Druck an den Stützen plötzlich zunimmt, die Ölschichte vor einer Unterbrechung bewahren. Deshalb liefern Metalle mit den obigen Eigenschaften bessere Resultate.

Wir haben diese Tatsache durch nahezu drei Jahre verfolgt und Bedingungen für Babbit-Metalle aufgestellt und kaufen Legierungen, die diese Eigenschaften besitzen.

Der Präsident Hunt fragt, ob noch jemand das Wort zur Diskussion wünscht. Da dies nicht der Fall ist, geht er mit Dank für den Autor zum nächsten Bericht über: „Beziehungen zwischen dem Gefüge und den elektrischen Eigenschaften der Legierungen" (IX_3) von W. Broniewski.

(Im Berichte werden für Legierungen verschiedener Zusammensetzung und bei verschiedenen Temperaturen nachstehende fünf Eigenschaften untersucht: Der elektrische Widerstand, der Temperaturkoeffizient des Widerstandes, das

Digitized by Google

thermoelektrische Vermögen, dessen Veränderung mit der Temperatur und das elektrolytische Lösungspotential. Die Kurven dieser elektrischen Eigenschaften, dargestellt in Abhängigkeit von der Zusammensetzung nach dem Volumen geben ein Bild des Gefüges der Legierungen. Die Kurve der Kupfer-Aluminium-Legierungen zeigt eine neue Verbindung Al_2Cu_3 an. Zur Registrierung der Eigenschaften läßt sich ein photographischer Apparat verwenden, der schon früher zur Registrierung der thermoelektrischen Kraft und des elektrischen Widerstandes gedient hat.)

H. Dr. R. Moldenke legt den Bericht vor.

Präsident Hunt: Der nächste Bericht lautet: „Bemerkungen über Abnützung von Bronzen" (III_4) von A. Portevin und E. Nusbaumer.

(Die Autoren führten mit der am Kopenhagener Kongreß bereits beschriebenen Abnützungs-Probemaschine Studien über den Abnützungswiderstand von Bronzen aus und gelangten zu folgenden Schlußfolgerungen: 1. Die Abnützung ist proportional dem Gehalt an Zinn oder besser gesagt an dem Gefügebestandteil Delta. 2. Der Zusatz von Phosphor bewirkt bei nicht phosphorhältigen Bronzen mit hohem Zinngehalt eine geringere, bei nicht phosphorhältigen Bronzen mit niedrigem Zinngehalt eine größere Abnützung. 3. Wenn die Bronzen einer gleichmäßigen Reibung unterworfen sind, muß der Eintritt von Härtungserscheinungen in Erwägung gezogen werden, die solange eine Verringerung der Abnützung bewirken, bis die Grenze der Härtung erreicht ist.)

H. Dr. R. Moldenke legt den Bericht vor.

Präsident Hunt: Da sich niemand zur Diskussion meldet, wollen wir zum nächsten Bericht übergehen. Es ist der Bericht der Kommission 38: „Grundsätze für Übernahmsbedingungen von Kupfer" (XI_2) von Prof. L. Guillet.

(Die Kommission legt neun Beschlüsse vor, gegen die sich jedoch eine Minorität von Kommissionsmitgliedern [insbesondere Herr Franke] wendet. Die Kommission beantragt: 1. Die neun Beschlüsse gutzuheißen und 2. den Bestand der Kommission bis zum nächsten Kongreß zu verlängern, um einen ähnlichen Bericht über Kupferlegierungen in Vorlage bringen zu können.)

H. Dr. W. Rosenhain legt den Kommissionsbericht vor.

Präsident Hunt: Zu dem Bericht sind schriftliche Diskussionsbeiträge von den Mitgliedern der Kommission B_2 des Amerikanischen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik und von den Herren Otto Hönigsberg und G. E. Skinner eingelangt.

Die Mitglieder der Kommission B_2 des Amerikanischen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik W. H. Bassett, J. A. Capp, W. M. Corse, F. L. Antisell, L. Addicks, G. C. Stone, F. D. Lynch, J. B. Herreshoff Jr., G. H. Clamer, die mit der Formulierung von Bedingnissen für Kupfer seitens des Amerikanischen Ver-

Digitized by Google

bandes betraut sind, protestieren gegen die Annahme der Beschlüsse aus folgenden Gründen:

1. wegen des Mangels einer deutlichen Scheidung zwischen den verschiedenen Klassen, in die Kupfer geteilt werden muß, sofern man sichere und klare Bedingnisse erhalten will; so eignet sich z. B. die für arsenikhältiges Kupfer vorgeschlagene Anlaßtemperatur nicht auch für elektrolytisches Kupfer.

2. Mit Rücksicht darauf, daß der im Beschluß 9 beantragte einheitliche Widerstand nicht nur von den schon von dem Amerikanischen Verbande für die Materialprüfungen der Technik vorläufig angenommenen, sondern auch von den durch die Internationale Elektrotechnische Kommission empfohlenen Werten abweicht.

Sie empfehlen daher folgende Vorschläge zur weiteren Erörterung:

a) daß die Bedingnisse für Kupfer derzeit in folgende gesonderte Klassen zerlegt werden:

1. für elektrolytisches Kupfer,
2. für arsenikhältiges Kupfer,
3. für nickelhältiges Kupfer,
4. für die übrigen Klassen, die die europäische Praxis verlangen dürfte, oder daß sie, wenn dies vorteilhafter erschiene, nach Gebrauchsklassen geteilt werden;

b) daß die Entscheidung über den einheitlichen elektrischen Widerstand bis zur endgültigen Lösung der Frage durch die Internationale Elektrotechnische Kommission, in der auch Europa entsprechend vertreten ist, verschoben wird.

c) daß die jetzt vorgelegten Beschlüsse an die Kommission zur weiteren Beratung zurückverwiesen werden;

d) daß in die Kommission ein Vertreter der amerikanischen Kupferproduzenten als Mitglied aufgenommen werde.

Es gelangt eine Zuschrift des H. O. Hönigsberg zur Verlesung, in welcher der Autor vor allem darauf hin weist, daß die wichtigen Interessen der Eisenbahnen, die größtenteils Kupfer für Lokomotivfeuerbüchsen verwenden, in der Kommission nicht genügend gewahrt sind.

Den Bemerkungen des Kommissionsmitgliedes Herrn Franke, welche auf den Erfahrungen eines angesehenen, für Eisenbahnen liefernden Kupferwerksbetriebes beruhen, könne auch vom Standpunkte der Eisenbahnen nur zugestimmt werden. Unter vorläufigem Verzicht auf weitergehende Vorschläge bemerkt Herr Hönigsberg in seinem Dis-

Digitized by Google

kussionsbeitrag zu den vorliegenden Beschlußanträgen im einzelnen folgendes:

ad 1. Gegen die Anwendung der vom IV. Kongresse angenommenen allgemeinen Grundsätze für die Herstellung der Probestäbe ist nichts einzuwenden. Die von Herrn Franke beanstandete Belassung der Walzhaut bei Kupferprobestäben gibt nach meiner Erfahrung verhältnismäßig selten zu Anständen bei der Probe Anlaß.

ad 2. Die Gründe, welche zur Wahl einer mittleren Zerreißgeschwindigkeit von 10 mm pro Minute geführt haben, wären noch näher zu erläutern. Die reine Zerreißdauer betrüge hiebei mit 200 mm Meßlänge und 35% Dehnung bereits mindestens 7 Minuten, auch wäre festzustellen, ob diese geringe Zerreißgeschwindigkeit nicht bereits eine Erhöhung der Dehnungswerte zur Folge hat.

ad 3 und 5. Die Zerreißprobe am ausgeglühten Probestab ist, wie Herr Franke zutreffend annimmt, für den Abnehmer als Hauptprobe unannehmbar. Der Abnehmer muß vor allem die Eigenschaften seines Materials im Verwendungszustand kennen. Eine Wärmebehandlung der abgetrennten Probestäbe ist nach anerkannten Grundsätzen der Materialabnahme, wenn irgend möglich, auszuschließen.

Es genügt nicht, wenn die Kommission daneben die Prüfung im Verwendungszustand empfiehlt. Diese Probe muß vielmehr die für die Abnahme maßgebende sein und für diese Probe, nicht für die Probe im ausgeglühten Zustand, müssen, wie bisher immer üblich, die vorgeschriebenen Dehnungs- und Festigkeitswerte gelten.

ad 4. Wenn die den British Standard Specifications entnommenen Dehnungswerte von 35% für Platten und 40% für Stangen beibehalten werden sollen, könnte ich mich nicht einverstanden erklären, daß die anderen Vorschriften der British Standard Specifications, z. B. diejenigen für Kaltbiegeprobe (vgl. das zu Punkt 6 Gesagte), Ausbreitprobe etc. weggelassen werden. Die von Herrn Franke empfohlene Vorschrift der preußischen Eisenbahnverwaltung, welche sowohl für Platten wie für Stangen 38% Dehnung verlangt, ist aber vorzuziehen.

Plattenkupfer, welches nach preußischer Vorschrift Dehnungswerte von 38% ergeben muß, erfordert weit größere Sorgfalt bei der Erzeugung, als solches, bei welchem 35% Dehnung laut Kommissionsantrag genügen; bei Stangenkupfer pflegen die Dehnungswerte erfahrungsgemäß leicht eingehalten zu werden und sind deshalb von geringerer Bedeutung.

Digitized by Google

Die Vorschrift der preußischen Eisenbahnverwaltung, welche weitaus der größte Abnehmer für derartiges Material sein dürfte, hat nach dem Zeugnis des Herrn Franke die Differenzen zwischen Abnehmern und Erzeugern auf ein Mindestmaß herabgedrückt und bei Verwendung solcher Kupfersortimente, welche auf feurig-flüssigem Wege aus Erzen erschmolzen wurden, keinerlei Schwierigkeiten verursacht. Schwierigkeiten in der Erfüllung dieser Vorschrift, die Herr Franke auf Verwendung ungeschmolzener Elektrolytkupfersortimente zurückführt, können meiner Erfahrung nach viel eher davon herrühren, daß teilweise, von manchen Werken sogar ausschließlich, Altkupfer verschiedener Herkunft und Beschaffenheit und von der Altkupferraffination stammendes Schwarzkupfer als Einsatz im Raffinierofen verwendet wird.

Bei einer Toleranz von 1 kg unterhalb 22 kg/qmm, d. i. einer Minimalfestigkeit von 21 kg/qmm könnte die untere Festigkeitsgrenze ebensogut ganz weggelassen werden und ist die zugehörige Erhöhung des Dehnungswertes auf $35 + 2 = 37\%$, bei Platten jedenfalls zu niedrig.

ad 6. Die Biegung bis zu einer Rundung von 5 cm bedeutet eine überflüssige Erleichterung gegenüber den Vorschriften, bei welchen ein Dorn vom Durchmesser gleich der Plattenstärke vorgesehen ist. Bekanntlich läßt sich auch nur einigermaßen gutes Plattenkupfer ohne Schwierigkeit kalt ohne Dorn ganz zusammenschlagen. Diese letztere Probe ist sowohl in England als auch in Frankreich obligatorisch (British Standard Specifications: Doubled over on themselves both cold and at a read heat. Cahiers de charge unifiés: Double pliage à froid à bloc) und ist auch in den früheren Verhandlungen der Kommission 38 (Bericht an den Kopenhagener Kongreß, Seite 9 des französischen Originals), vom Vertreter eines Kupferwerkes empfohlen worden.

Auch diese Probe ist im Verwendungszustand zu machen, wie zur Vermeidung entgegengesetzter Interpretationen ausdrücklich hervorgehoben werden müßte. Auf Vornahme einer Rotwarmbiegeprobe ist nach meiner Erfahrung kein besonderes Gewicht zu legen.

ad 7. Die Beschränkung der fremden Bestandteile des Kupfers, außer Arsen, auf 0·5% halte ich mit Herrn Franke für unzweckmäßig. Bekanntlich unterschied sich das ältere, im Lokomotivbetrieb befriedigende Feuerbüchskupfer von dem heutigen durch seinen höheren Gehalt an metallischen Beimengungen. Ich verweise unter anderem

Digitized by Google

auf den Bericht des Maschinendirektors der Great Eastern Railway, Dean, in den Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers 1893, laut welchem sich Feuerbüchsplatten mit 0·7, 0·8 und selbst 1·1%, nach einer Mitteilung von Roberts-Austen an gleicher Stelle sogar 1·3%, Beimengungen ausgezeichnet bewährt haben, wobei im letztangeführten Fall nur 0·373% Arsen und der Rest, also weit über 0·5%, andere Beimengungen waren.

ad 8. Bei dem heutigen Stand der Frage halte ich es überhaupt mit Herrn Franke für unzweckmäßig, sich bezüglich der Beimengungen, welche das Kupfer enthalten soll, festzulegen. Dagegen halte ich es für unbedingt erforderlich, für solche Beimengungen, welche das Kupfer erwiesenermaßen schädlich beeinflussen, obere Grenzen festzusetzen, d. i. in erster Linie für Kupferoxydul. Ich verweise auf die ausgezeichneten, diesem Kongresse vorliegenden Berichte von Baucke, nach welchen schon 0·06% Sauerstoff die Kerbzähigkeit des Kupfers auf zirka ein Drittel herabsetzen können und auf die Verhandlungen der Kommission 38 selbst (Bericht an den Kopenhagener Kongreß 1909, Seite 12 des französischen Originals), in welchem von den Vertretern eines österreichischen und eines deutschen Kupferwerkes ein Sauerstoffgehalt von mehr als 0·06% als schädlich erklärt wurde. Anderseits verweise ich darauf, daß 11 von Baucke untersuchte Feuerbüchsplatten Sauerstoffgehalte von 0·06—0·12% aufwiesen.

Wenn eingewendet werden sollte, daß Sauerstoff nur als Kupferoxydul schädlich einwirkt, so unterliegt es nach den Arbeiten Heyns gar keiner Schwierigkeit, nicht den Sauerstoffgehalt, sondern, wie dies auch Baucke getan hat, direkt den Oxydulgehalt mikroskopisch zu bestimmen, was praktisch sogar viel einfacher ist als eine chemische Analyse.

Mit Rücksicht auf das Vorgesagte halte ich es für erforderlich, die Frage zur neuerlichen Beratung an die Kommission zurückzuverweisen.

H. C. E. Skinner: Als Mitglied der Kommission 38 legte ich dem Vorsitzenden am letzten April eine Aufstellung über die Resolutionen vor, die dem Kongreß zur Annahme vorgeschlagen wurden. Meine Stellung ist offenbar nicht ganz klar zum Ausdruck gebracht worden, da der Bericht sagt, daß ich mich mit den vorgelegten Resolutionen in Übereinstimmung befinde.

Es finden sich in den vorgelegten Beschlüssen eine Anzahl von Punkten, mit welchen ich nicht einverstanden bin und meine Gründe

Digitized by Google

dagegen habe ich dem Vorsitzenden in der obenerwähnten Mitteilung dargelegt. Wie aus meinem ursprünglichen Schreiben hervorgeht, beziehen sich die gefaßten Resolutionen offenbar auf Kupfer für mechanische Verwendung und da Kupfer für elektrische Zwecke, das hohe Leitungsfähigkeit besitzen muß, den bei weitem größeren Teil des Kupferverbrauches in den Vereinigten Staaten umfaßt, konnten wir die Schlüsse der Kommission nicht akzeptieren, insbesondere deshalb, weil die Vorschriften für die Reinheit nicht ausreichen, um ein entsprechendes Kupfer für Leitungszwecke zu gewährleisten.

Ich möchte insbesondere darauf dringen, wie dies auch in meiner Mitteilung an den Vorsitzenden geschehen ist, daß das Widerstandsnormale, das von der Internationalen Elektrotechnischen Kommission in Erwägung gezogen wurde und ohne Zweifel auch von dieser Kommission, von dem „American Institute of Electrical Engineers" und von der „American Society for Testing Materials" angenommen werden wird, auch von der Kommission 38 als Widerstandsnormale in Betracht gezogen und angenommen werden möge.

Als Bevollmächtiger des „American Institute of Electrical Engineers" für diesen Kongreß wurde ich ersucht, darauf zu dringen, daß die Kupferkommission ihre Beschlüsse in Einklang bringen möge mit den Ergebnissen der Internationalen Elektrotechnischen Kommission, die unzweifelhaft bei deren Generalkongreß im Jahre 1913 definitiv festgestellt werden dürften.

Als Mitglied der Kommission 38 und Vertreter des „American Institute of Electrical Engineers" möchte ich daher darauf dringen, daß der vorliegende Bericht an die Kommission zu weiterer Beratung rückverwiesen und an die Kommission das Verlangen gestellt werde, eine Kupferklassifikation in Erwägung zu ziehen, die Kupfer für mechanische Zwecke getrennt behandelt von jenem für elektrischen Gebrauch, wo hohe Leitungsfähigkeit gefordert wird. Zusatzklassifikationen für andere bestimmte Zwecke dürften gleichfalls wünschenswert erscheinen.

Präsident Hunt eröffnet die Diskussion.

H. Dr. W. Rosenhain: In dem Berichte befinden sich eine große Zahl diskussionsfähiger Punkte. Der wichtige Teil des Berichtes liegt, wie ich glaube, in der Reihe der Resolutionen am Ende desselben und eine größere Anzahl von Komiteemitgliedern, welche ich repräsentiere — ich spreche gegenwärtig für die englischen Mitglieder des Komitees — halten es für wünschenswert, diese Resolutionen an das Komitee zurückzuverweisen.

Digitized by Google

Herr Guillet, der Präsident des Komitees, hat eine außerordentlich schwierige Aufgabe zu erfüllen gehabt. Wir haben Herrn Guillet seit dem Kopenhagener Kongreß nicht gesehen und ich bin nicht sicher, ob er nicht den Gedankengang einiger englischer und, wie ich meine, auch einiger amerikanischer Mitglieder mißverstanden hat und ich glaube daher, daß ein großer Teil der Komiteemitglieder es für empfehlenswert halten dürfte, die Beschlüsse zu weiterer Erörterung an das Komitee rückzuverweisen, weil eine klarere Fassung anzustreben wäre. Soweit ich mich auf die Besprechung der Sache in Kopenhagen zu erinnern vermag und auch aus Gesprächen mit einigen englischen und amerikanischen Mitgliedern entnehmen konnte, dürften über die meritorischen Punkte der Sache keinerlei Meinungsverschiedenheiten obwalten, sondern nur über die Abfassung der Bedingungen, wie dieselben jetzt bestehen.

Der Präsident Guillet hat den vorliegenden Bericht in der Meinung abgefaßt, daß sich derselbe mit den Ansichten der Kommissionsmitglieder vollkommen deckt.

Präsident Hunt: Nach diesen Feststellungen glaube ich, daß das Komitee noch nicht so weit sein dürfte, einen Bericht zu verfassen. Ich muß daher annehmen, daß der Präsident einen Bericht als Kommissionsbericht eingesandt hat, ohne jedoch schon das Einverständnis der Kommission zu besitzen.

H. Dr. W. Rosenhain: Ich glaube, daß der Präsident der Kommission ohne jede Absicht bei der Abfassung seines Berichtes den Wünschen einer ansehnlichen Zahl von Kommissionsmitgliedern nicht Rechnung getragen hat und sie fühlen, da sie sich mit dem Präsidenten, der dem Kongresse nicht beiwohnt, nicht persönlich auseinandersetzen können, daß nichts übrig bleibt, als den Gegenstand an die Kommission zurückzuverweisen.

Präsident Hunt: Es scheint mir, daß wir unsere Zeit mit der Behandlung eines unfertigen, von den Kommissionsmitgliedern noch nicht angenommenen Berichtes vergeuden. Ich glaube daher, daß ein Antrag in dem vorgeschlagenen Sinne — nämlich der Rückverweisung an die Kommission behufs späterer Berichterstattung — der praktischeste Weg zur Erledigung der Angelegenheit ist.

H. C. E. Skinner: weist kurz auf seine der Versammlung in dem schriftlichen Diskussionsbeitrag bekanntgegebene Stellungnahme hin und beantragt die Rückverweisung der Angelegenheit an die Kommission.

Digitized by Google

Präsident Hunt: Herr Skinner beantragt, die Angelegenheit möge dem Komitee rückverwiesen werden mit geeigneten Instruktionen für einen späteren Bericht und spätere Entscheidung. Wenn der Antrag übersetzt sein wird, werde ich fragen, ob sie zur Stellungnahme bereit sind. Ich bin nicht der Meinung, daß dies dem Resolutionskomitee berichtet werden muß. Das Komitee hat keinerlei Bericht zu erstatten, weder einen Majoritäts- noch einen Minoritätsbericht. Man ist hier mit einem unfertigen und nichtgenehmigten Bericht gekommen und ich glaube nicht, daß wir dazu da sind, unsere Zeit damit zu verlieren, um Kommissionsarbeit zu machen. Die Kommissionsmitglieder müssen den Bericht erst selbst auskochen. Wenn sie damit so weit sind, um ihre Beschlüsse, auch wenn sie nicht einstimmig gefaßt sein sollten, vorlegen zu können, dann erst wird es für den Kongreß an der Zeit, zu dem Bericht Stellung zu nehmen. Das ist meine Ansicht über diese Sache.

Der Antrag Skinners, der genügende Unterstützung findet, wird dann zur Abstimmung gebracht und einstimmig angenommen.

Präsident Hunt: Ich glaube, ich kann den amerikanischen Mitgliedern, die bisher noch nicht unserem Kongreß anzuwohnen Gelegenheit hatten, wie auch unseren europäischen Freunden sagen, daß es bisher üblich war, die Abstimmung meist durch Heben der Hände und nicht durch Ja und Nein zu bewerkstelligen und ich bitte daher jene, die eben ihr Votum durch die Stimme kundgegeben haben, zum Zeichen der Bestätigung die Hände zu erheben.

Auch diese Abstimmung ergibt einstimmige Annahme des Antrages.

Präsident Hunt: Wir wollen nunmehr zum nächsten Bericht übergehen. Er betitelt sich: „Über einige neue mikrographische Beobachtungen beim Kupfer" (II_{14}) von H. Baucke.

(Der Bericht beschäftigt sich mit der Bildung und Größe der Kristalle, mit deren Wachsen im Falle der Wärmebehandlung, mit der Wirkung der Erwärmung von kaltgezogenem Kupfer unter Kontakt mit überhitztem Kupfer (Infektion), und dem Einfluß von Elektrolyten auf das Wachstum der Kristalle, sowie schließlich mit dem Auftreten von Gleitlinien.)

Präsident Hunt dankt dem Berichterstatter. Es folgt der nächste Bericht: „Einfluß hoher Temperaturen auf die physikalischen Eigenschaften einiger Legierungen" (VII_1) von J. M. Bregowsky und L. W. Spring.

Digitized by Google

(Im ersten Teile des Berichtes werden Festigkeit, Elastizitätsgrenze, Dehnung, Kontraktion an Hand von Diagrammen für 18 der gebräuchlichsten Legierungen bei Temperaturen von 70°—1000° F. vorgeführt.

Der Bericht behandelt sodann Torsionsproben, die an Rundstangen aus 15 verschiedenen, marktgängigen Legierungen bei Temperaturen zwischen 70° bis 800° F., bezw. 70°—600° F. [letztere für Bronzen] durchgeführt wurden.)

Präsident Hunt eröffnet die Diskussion.

Kapitän Belaiew bringt den nachstehenden schriftlichen Diskussionsbeitrag des Herrn Prof. Tschernoff zur Kenntnis.

H. Prof. D. K. Tschernoff über die Zerstörung von Geschützrohren (schriftlicher Beitrag):

Diese Mitteilung beruht auf Untersuchungen, die der Autor seit dem Jahre 1889 durchgeführt hat. Eine Besprechung dieser Untersuchungen bildet ein Kapitel des Kurses über die Metallurgie des Stahles der Artillerie-Akademie in St. Petersburg.

Der Autor betrachtet die Zerstörung von einem durch ihn selbst als „physikalisch-geometrisch" bezeichneten Standpunkt aus, indem er den größten Einfluß der thermischen (und nicht der mechanischen) Wirkung der Explosionsgase zuweist. Durch den Autor wurde eine dünne Metallage der inneren Oberfläche eines Geschützrohres allmählich sehr hohen Temperaturen ausgesetzt; dieser starken Erhitzung folgte jedesmal eine verhältnismäßig plötzliche Abkühlung. Die als Folge dieser thermischen Behandlung auftretenden Volumsänderungen bilden die tatsächliche Ursache von Rissen, die wiederum eine offene Tür für den Eintritt der Zerstörung bilden.

An Untersuchungen, die Prof. Tschernoff bezüglich Wirkung der Hitze bei einem freien Element und bei einem ganzen Geschützrohr durchgeführt hat, zeigt er, daß zwischen benachbarten Elementen seitliche Drücke entstehen, die eine Änderung der Abmessungen eines jeden Elementes in radialer Richtung bewirken. Diese Änderung ist die Ursache, daß das Volumen nach der Abkühlung nicht auf das alte Maß zurückgeht und sich Risse und Spalten bilden, die sich in Form eines mehr oder minder geschlossenen Netzes zusammenschließen.

Tatsächlich zeigen uns die Abdrücke eines Geschützrohres am Beginn der Zerstörungserscheinungen ein solches Netz.

Erst nach Bildung dieses Netzes macht sich die mechanische Wirkung der Gase geltend. Die Gaspartikelchen benutzen, in dem Streben, sich durchzudrängen, die Teile des Netzes, die mit ihrer Bewegungslinie gleiche Richtung haben und diese Bewegungslinien er-

Digitized by Google

weitern sich allmählich, bis sie die eigentlichen „Wurfgeschosse" führen und unser Geschützrohr außer Dienst steht.

Nach einer genauen Besprechung aller dieser Erscheinungen, wobei gezeigt wird, daß sich ein ähnliches Netz jedesmal bildet, wo ähnliche Umstände zusammenwirken, wie z. B. bei Walzen, Warmpressen etc., kommt der Autor zu folgenden Schlüssen:

1. Mit Rücksicht darauf, daß die thermische Wirkung der Gase die Hauptursache der Zerstörungserscheinungen ist, sollten wir ein Geschützpulver von niederer Verbrennungstemperatur (nach dem Autor nicht über 1000° C) suchen.

2. Andererseits vermag ein zähes und plastisches Metall den Volumsänderungen besser ohne Bildung von Rissen zu widerstehen. Es sollten daher unsere Versuche auf Herstellung eines zähen Metalles abzielen.

Der Sekretär verliest nachstehenden schriftlichen Beitrag der Herren H. Perrine und Ch. B. Spencer.

Die Herren Bregowsky und Spring sind zu den umfangreichen und vielseitigen Untersuchungen, die sie in betreff des Verhaltens von Legierungen unter der Wirkung von hohen Temperaturen angestellt haben, zu beglückwünschen. Tatsächlich sind sie in bezug auf Torsion die ersten, die auf diesem Gebiete Torsionsproben angestellt haben. Die Unterfertigten bringen jedoch das Hauptinteresse den bei der Untersuchung angewendeten Methoden entgegen, und zwar speziell im Hinblick auf Stahlguß. Wir haben eine Anzahl von Proben mit verschiedenen Materialien durchgeführt und geben im folgenden die Beschreibung des verwendeten Apparates. (Siehe nächste Seite.)

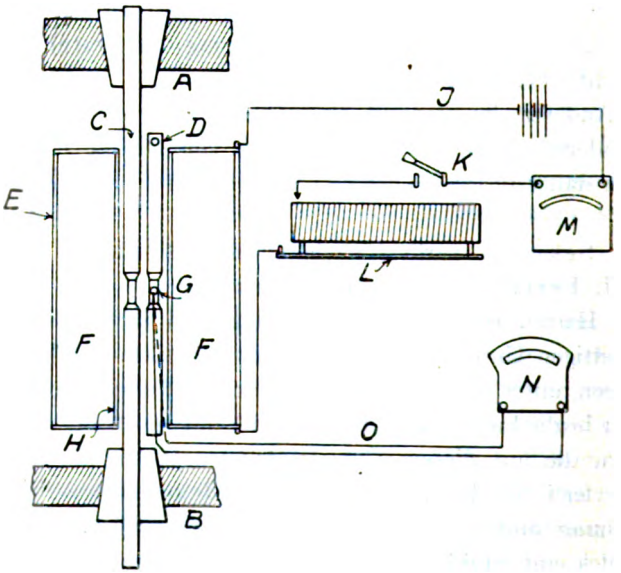
Es wurde die gebräuchliche Type der Riehle-Versuchsmaschine von 100.000 lbs. Leistungsfähigkeit mit Motorantrieb verwendet. Der die Temperatur liefernde Ofen ist in die Maschine stehend eingesetzt, so daß kein Unterschied zwischen den Verhältnissen besteht, unter welchen die Stäbe erhitzt und jenen, unter welchen sie gebrochen werden.

Bevor der Ofen in die Maschine eingesetzt wird, wird ein Anzeige-(Kontroll)stab, der aus demselben Material wie der Probestab besteht, in der Porzellanröhre aufgehängt. Durch diesen Behelf ist die Temperatur des Probestabes bekannt. Sie wird mittels eines innerhalb des Stabes angebrachten thermo-elektrischen Elementes abgelesen. Einer der Drähte besteht aus Platin, der andere aus Platin-Iridium. Sie sind an ein vorher entsprechend zugerichtetes Galvanometer angeschlossen.

Digitized by Google

Der Probestab wird neben dem Kontrollstab eingesetzt und wenn der Apparat an Ort und Stelle ist, wird die Porzellanröhre am Ende sorgfältig mit Asbestwolle verpackt, um alle Luftströmungen abzuhalten.

Hierauf wird ein Strom von 8 Amperes durch den Ofen geschickt, bis die Temperatur ungefähr 50 Grad unter der erwünschten Stufe beträgt. Dann wird abgeschlossen und dem Stab die Möglichkeit gegeben,



Schema des Apparates.

A = Obere Klemmbacke.
B = Untere Klemmbacke.
C = Probe.
D = Indikatorstange.
E = Rohrumhüllung.
F = Schamotte.
G = Thermoelement.
H = Porzellanröhre mit Platindraht umwickelt.
J = Kraftquelle.
K = Schalter.
L = Vorschaltwiderstand.
M = Ampèremeter.
N = Galvanometer.
O = Drähte des Thermoelementes.

so heiß wie der Ofen zu werden. Das Ganze wird dann langsam auf den gewünschten Temperaturgrad gebracht. Für jede Temperatur gibt es einen bestimmten Strom, welcher die Hitze für eine entsprechend lange Zeit auf den genauen Grad zu erhalten vermag. Zehn Minuten erscheinen lang genug, um einheitliches Erhitzen zu gewährleisten und wenn während dieser Zeitdauer die Temperatur stationär ge-

Digitized by Google

blieben ist, wird die Belastung angesetzt, bis der Bruch eintritt. Man wird daraufkommen, daß genaue Resultate durch diese Methode in derselben, wenn nicht in noch kürzerer Zeit als im Crane-Laboratorium erzielbar sind.

Ein Punkt, auf welchen wir Ihre Aufmerksamkeit speziell hinlenken möchten, ist die Bemerkung auf Seite 12 des Berichtes VII_1. Die Verfasser sagen hier, in offenbarer Übereinstimmung mit anderen Forschern, daß der Bruch eines Stabes gewöhnlich im heißesten Punkt eintritt. Es wurde gefunden, daß ein hoher Punkt bei vielen dehnbaren Materialien sich bei 500 oder 600 F⁰ befindet. Infolgedessen möchten wir auf die Tatsache aufmerksam machen, daß, wenn der betreffende Stab bei einer Temperatur erprobt wird, die sich derjenigen nähert, bei welcher die höchste Festigkeit erreicht wird, wir Ursache hätten, zu erwarten, daß der Stab eher an irgendeiner anderen Stelle als an der heißesten brechen würde. Wenn also die Kurvenrichtung nach aufwärts geht, müssen wir annehmen, daß die heißeste Stelle im Stab die höchste Festigkeit erreicht hat. Tatsächlich aber fanden wir, daß jede geringste Temperaturdifferenz in einem noch so genauen Apparat ganz ausgeglichen wird durch geringe natürliche, innere Unregelmäßigkeiten im Probestab.

Des Interesses wegen erlauben wir uns eine Reihe von Mikrographien der Längsschnitte vorzulegen, die an der unmittelbaren Bruchstelle mehrerer Stäbe von Gußstahl aufgenommen wurden. Sie erklären sich von selbst.

H. Dr. W. Rosenhain: Nach meinen persönlichen Erfahrungen bei Untersuchung einer größeren Anzahl von Geschützrohren stimme ich mit Kapitän Belaiew überein. Tatsächlich hat meine eigene Erfahrung zu genau denselben Schlüssen geführt, mit der einzigen Möglichkeit vielleicht, daß dieselben in bezug auf die theoretische Erklärung etwas differieren. Ich glaube nicht, daß Volumenveränderung allein hinreichen würde, um die Bildung von Oberflächenrissen zu verursachen, wenn nicht auch eine gewisse Härtung hinzutritt. Tatsächlich findet man auf der Oberfläche von Geschützrohren teilweise feine martensitische Struktur, die deutlich darauf hinweist, daß eine kurze Erhitzung bis über 800 Grad C. platzgegriffen hat und durch entsprechend rasche Abkühlung Oberflächenhärtung eingetreten ist. Dieser Streifen wird immer reißen und der spezielle Fall, welchen der Kapitän zitiert, ist ein solcher. Man kann eine ähnliche Wirkung durch Berührung des Stahles während eines kurzen Augenblickes mit einem elektrischen

Digitized by Google

Lichtbogen hervorbringen, indem man einfach einen Pol mit einem Stahlstück verbindet, den anderen mit der Kohle und sodann den Stromkreis schließt. Man erhält Oberflächenhärtung gleichfalls durch

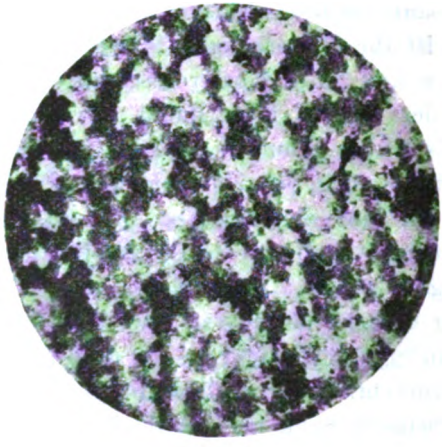


Fig. 1.
Stahlguß, normal.

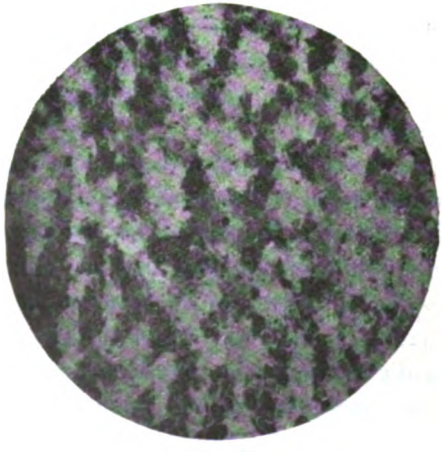


Fig. 2.
Stahlguß, gebrochen bei 24° C. (75° F.)
Temperatur der maximalen Festigkeit.

Flecke erkennbar und diese reißen bald darauf, weshalb ich glaube, daß die Härtung mit der Geschützkorrosion im Zusammenhang steht. Daraus folgt, daß man ein Material verwenden soll, welches keine

Digitized by Google

Härtung annimmt und das innerhalb der Temperaturreihe, die durch die Verbrennung der Pulvergase hervorgerufen wird, keinerlei kritischen Veränderungen unterliegt.

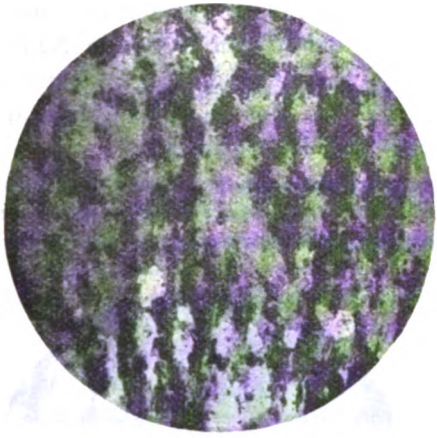


Fig. 3.
Stahlguß, gebrochen bei 38° C. (100° F.)
Temperatur des ersten Festigkeitsabfalles.

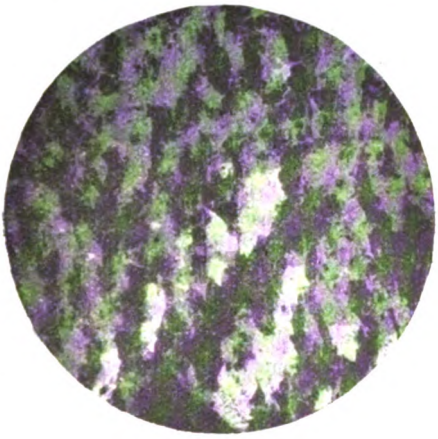


Fig. 4.
Stahlguß, gebrochen bei 316° C. (600° F.)
Erhöhte Festigkeit und verringerte Deformation.

H. Kapitän Belaiew: Ich scheine nicht genug deutlich den Umstand unterstrichen zu haben, daß der vorgebrachte Beitrag von meinem

Digitized by Google

verehrten Professor Tschernoff herrührt. Ihm gebührt die vorgehörte Anerkennung. Was mich persönlich betrifft, so möchte ich nur mitteilen, daß ich bei mikroskopischen Untersuchungen gleichfalls oft deutliches martensitisches Gefüge gefunden habe und hiedurch zu ganz gleichen Schlußfolgerungen gelangt bin, wie Herr Rosenhain.

Präsident Hunt dankt dem Autor im Namen des Kongresses und setzt den nächsten Bericht auf die Tagesordnung, und zwar:

„Über das Verhalten des Kupfers bei der Kerbschlagbiegeprobe" (IV_9) von H. Baucke.

(Der Autor hat die Frémontsche Probe auf Kupfer verschiedener Zusammensetzung und verschiedener Behandlung (Kalt- und Warmbehandlung) angewendet. Als Ergebnis findet er, daß gegossenes Kupfer niedrige spezifische Bruch-

Fig. 5.
Stahlguß, gebrochen bei 538° C. (1000° F.)
Zeigt deutliche Dehnung und Minimum an Festigkeit.

arbeit besitzt, daß diese beim Schmieden ansteigt, bis es bei $^1/_5$ der ursprünglichen Dicke sein Maximum erreicht. Gehalt von Sauerstoff vermindert die Größe der spezifischen Brucharbeit. Von den Gemengbestandteilen ist nur Wismut schädlich. Bei Anlassen kaltgezogenen Kupfers steigt die spezifische Brucharbeit. Ihr Höchstwert ist bei der Anlaßtemperatur von 700°. Bei Reduktion O-haltigen Kupfers sinkt die spezifische Brucharbeit.)

H. Dr. R. Moldenke legt den Bericht vor.

Präsident: Wünscht jemand das Wort? Da dies nicht der Fall ist, wollen wir zu den drei folgenden Berichten des Herrn Ch. Frémont übergehen:

1. „Neues Prüfungsverfahren für Nieteisen" (X_4).

Digitized by Google

2. „Neues Verfahren zur Prüfung von Stahldrähten" (X_2).

3. „Neues Verfahren zur Prüfung von geschweißtem Material" ($VIII_1$).

(Ad 1. Frémont beschreibt sein auf Messung der Reibung beruhendes Verfahren. Die zugehörige Maschine hat er bereits im Genie Civil 1900 beschrieben. 2 Flanschen werden durch eine Niete aus dem zu prüfenden Metall zusammengehalten. Die Auflagflächen werden durch vier zylindrische Ringe aus abgedrehtem, gehärtetem und poliertem Werkzeugstahl gebildet. Gewichte, die den Eintritt der Verschiebung der Berührungsflächen bewirken, gestatten den Reibungswiderstand zu messen.

Ad 2. Heterogenität und Ungänzen des Metalles sind die Ursachen zahlreicher Stahldrahtbrüche. Nur die Schlagbiegeprobe mit eingekerbtem Draht leistet als Mittel zur Aufdeckung solcher Mängel genügende Dienste. Die von Frémont erfundene Methode bedient sich zweier Hülsen, welche genau den Durchmesser des Drahtes haben und nur jenen Teil des Drahtes frei lassen, wo der Hammer angreift. Die Kerbung erfolgt mittels Feile. Der Bruch zeigt fehlerhaftes Material an.

Ad 3. Zur Prüfung der Schweißnaht verwendete Frémont die Schlagprobe. Sie zeigt, daß die Schweißstelle nie die Widerstandsfähigkeit des Metalles selbst erreicht. Die Proben müssen stets senkrecht zur Schweißnaht entnommen werden, sonst sind die Ergebnisse unrichtig.)

H. Dr. Moldenke legt die Berichte vor.

Präsident eröffnet die Diskussion.

Der Sekretär verliest nachstehende schriftliche Eingabe von Herrn M. Bermann:

Die interessante und wertvolle Arbeit Frémonts löst zwar die gestellte Aufgabe „Die Güte einer Schweißung von Eisen- oder Stahlstücken festzustellen, ohne das Stück selbst zu beschädigen" nicht, sie zeigt uns aber die Möglichkeit einer zahlenmäßigen Beurteilung der Güte der Schweißung. Die Ergebnisse der Schlagproben wären nun in dem Falle für die Güte der Schweißung maßgebend, wenn vor der Probeentnahme die Homogenität des Stahles die gleiche chemische Beschaffenheit der Schweißstelle festgestellt worden wäre, was mittels der Funkenprobe sehr leicht und mit Sicherheit zu beurteilen ist. In Ermangelung der Kontrolle kann das Mißlingen oder die mindere Güte der Schweißung, einer Kohlenstoffaufnahme des Stahle im Schmiedefeuer, oder aber der Sprödigkeit infolge Überhitzung (hauptsächlich bei Phosphor oder Kohlenstoff in größerer Menge) zugeschrieben werden.

Die sicherste Kontrolle für den Wert des empfohlenen neuen Verfahrens wären Versuche mit laut der „Komm"-Methode geschweißten

Digitized by Google

Proben, welche wie bekannt (siehe $VIII_2$ „Das Wesen des Schweißens usw.") eine vollkommene Schweißung ermöglicht.

Präsident Hunt: Wer wünscht das Wort?

H. Dr. A. Denny: Ich möchte Einspruch tun gegen die stark übertriebene Behauptung Herrn Frémonts, wenn dieser sagt: „Die Schweißung eines Stückes darf nur dann zugelassen werden, wenn der plötzliche Bruch des betreffenden Stückes die Sicherheit nicht gefährdet". Natürlich wird niemand Schweißungen anwenden, soferne er ohne dieselben auszukommen vermag. Niemand wünscht eine Wiederholung jenes Unfalles, der sich im Gewölbe von Charing Cross ereignete, wo geschweißte Stäbe in Verwendung kamen. Ich glaube, Dr. Rosenhain kann uns die Ergebnisse der Probe von Dr. Stanton sagen. Der Doktor zeigte uns, daß Schweißungen sehr oft dieselbe Festigkeit zeigen, wie ungeschweißtes Material, aber in punkto Dehnung mangelhaft waren; dasselbe zeigen natürlich die Schlagproben.

Nehmen Sie den Fall eines Schiffes. Man will dort keinesfalls mehr Schweißungen anwenden als unbedingt nötig ist, aber man wird aus verschiedenen praktischen Gründen dazu gezwungen. In vielen Fällen zum Beispiel bei der Ausrüstung des Tauwerkes muß man die Mastenbügel mit Augen versehen, die angeschweißt werden und bei den Ladungsvorrichtungen sind geschweißte Haken und andere Ausrüstungen wesentlich.

Nehmen Sie schließlich Ketten und Hebezeuge, jedes Glied ist geschweißt. Niemand möchte der Schweißung zu viel zumuten, aber man ist dazu gezwungen und deshalb glaube ich, daß Herr Frémont in seiner Ausdrucksweise zu herrisch ist. So weit mein Gedächtnis zurückreicht, kann ich mich nicht entsinnen, daß zahlreiche Unfälle auf geschweißte Verbindungen zurückzuführen gewesen waren und ich möchte daher nur gegen die übertrieben strenge Behauptung Verwahrung einlegen.

H. R. H. Danforth: Ich stimme dem, was Dr. Denny gesagt hat, vollinhaltlich zu. Und ich möchte noch die Aufmerksamkeit auf die Tatsache lenken, daß, wenn Sie den letzten Satz von Dr. Frémonts Artikel im Wortlaut akzeptieren, Sie damit der Verwendung einem der gebräuchlichsten und besten technischen Artikel das Todesurteil sprechen: den geschweißten Röhren, von welchen hunderte und tausende Meter in praktisch vollkommen befriedigender Weise zur Leitung von hochgespanntem Dampf verwendet werden. Ich glaube nicht, daß es diese Sektion auf sich nehmen sollte, solches Material zu verurteilen, zumal

Digitized by Google

speziell für das Dampfmaschinenwesen das Verbot geschweißter Dampfrohre einen nahezu unmöglich kostspieligen Vorschlag bedeuten würde.

H. Dr. W. Rosenhain: Dr. Unwins Anregung folgend möchte ich einiges über die Proben sagen, die von Dr. Stanton am National Physical Laboratory mit Schweißungen durchgeführt wurden. Es wurde dort eine große Anzahl von geschweißten Verbindungen erprobt, die Schweißungen wurden von speziellen Fachleuten nach sehr verschiedenen Methoden durchgeführt, auch von Fachleuten aus den Werkstätten verschiedener englischen Eisenbahngesellschaften und das Ergebnis, d. h. meine Ansicht über die Ergebnisse, nicht die offizielle Meinung des Laboratoriums von Dr. Stanton, deren Wortlaut ich nicht mehr genau weiß, geht dahin, daß, wie dies von Herrn Frémont ausgesprochen wurde, dort, wo Brüche schwere Gefahren im Gefolge haben können, Schweißungen nicht angewendet werden sollten. Die Ergebnisse waren mit Ausnahme von ein oder zwei Fällen, wo eine besondere Art der Schweißung Anwendung fand, schlechte.

Jedem, der die Wirkung der Wärmebehandlung von Stahl studiert hat, wird dieses Ergebnis begreiflich sein. Sie verwerfen ein Stahlstück welches vom Ingot weg nicht hinreichend geschmiedet wurde, nehmen aber andererseits ein Stück dieses Stahles und verbinden es entweder mit geschmolzenem Metall derselben Zusammensetzung, daß dann mit dem geschmiedeten Stück mehr oder weniger vollkommen an beiden Seiten verbunden wird oder Sie erhitzen das Metall bis zu einer weit über der Überhitzungstemperatur dieses Stahles gelegenen Stufe, bearbeiten es dann kaum ein wenig und erwarten, daß es dann Widerstand leisten soll. Was mich Wunder nimmt ist, daß es so gut standhält, und es ist ein Glück, daß dies der Fall ist.

Die größte Verwirrung in dieser Schweißungsfrage verursacht die Anwendung des autogenen Schweißvorganges für Reparaturzwecke, wo Korrosionen aufgetreten sind. In einigen Fällen ist diese natürlich ganz entsprechend, weil es sich ja hauptsächlich nur darum handelt, dem Leckwerden ein Halt zu gebieten und unter niedrigem Druck stehende Flüssigkeiten oder Gase nach außen abzudichten, wenn aber der Versuch unternommen würde, diesen Prozeß an solchen Stellen und Flächen anzuwenden, die strengen Betriebsbeanspruchungen ausgesetzt sind, glaube ich, würde die Vorhersage eines schrecklichen Versagens vollkommen gerechtfertigt sein oder zumindest die Gefahr eines derartigen Versagens derart groß werden, daß man diesen Prozeß gerechtfertigterweise nicht anwenden dürfte.

Digitized by Google

Ich stimme Dr. Denny zu. Ich möchte zwar nicht behaupten, daß es unmöglich sei, Schweißungen zu vermeiden; es ist das eine Frage der Praxis, die im Interesse der Sicherheit gelöst werden könnte. Die Ingenieure und Metallurgen könnten ohne Zweifel etwas erfinden, aber abgesehen von speziellen Fällen zeigt die lange Erfahrung, daß ein gänzlicher Verzicht auf Schweißungen nicht notwendig ist.

Meiner Meinung nach muß man die Bemerkung des Herrn Frémont nicht zu buchstäblich nehmen, sie beabsichtigt nur, vor den Gefahren zu warnen, die in manchen Fällen bei geschweißten Verbindungen gewisser Art vorhanden sind und ich meine, daß dies nach dem gegenwärtigen Stand unserer Erfahrungen auf diesem Gebiete vollkommen gerechtfertigt ist.

H. Dr. A. Denny: Wie steht's dann mit den vorerwähnten geschweißten Ketten?

H. Dr. W. Rosenhain: Für die sind wir unschuldig. Es werden übrigens auch Ketten gemacht, deren Glieder aus dem Ganzen gestanzt sind. Ich glaube, daß dieses Verfahren im Falle der Notwendigkeit auch auf große Ketten ausgedehnt werden könnte. Es wird derzeit auf verhältnismäßig kleine Ketten angewendet. Das ist ein Beispiel, und ich glaube, es könnte, wenn notwendig, auch in anderen Fällen so vorgegangen werden.

H. Dr. A. Denny: Dies geschieht bereits.

H. Dr. W. Rosenhain: Umso besser.

H. Dr. W. C. Unwin: Könnten Sie uns nicht einiges darüber sagen, ob Schweißungen mit Schweißeisen besser als Schweißungen mit Stahl sind?

H. Dr. W. Rosenhain: Leider kann ich darüber keine genaue Auskunft geben. Ich halte eine Erörterung darüber für zu früh. Ich glaube, daß in dieser Richtung viele Versuche gemacht wurden, aber ich bin der Ergebnisse nicht sicher. Die angegebenen Resultate bezogen sich auf Stahl und nicht auf Schweißeisen. Einige Arbeiten sind auch bezüglich Schweißeisens durchgeführt worden, aber ich habe die Ergebnisse nicht im Gedächtnis.

Präsident Hunt bittet Herrn Rosenhain, seine interessante Diskussion auch zu übersetzen. (Geschieht.)

H. Prof. E. Heyn: Ich möchte doch die Schwarzmalerei nicht unwidersprochen lassen. Es kommt darauf an, daß man ein gut schweißbares Material verwendet, und wir haben in Deutschland Flußeisensorten, die sich ausgezeichnet schweißen lassen; es kommt auch darauf an, daß die Schweißung sachgemäß durchgeführt wird. Gewiß besteht

Digitized by Google

bei der Schweißung die Möglichkeit der Überhitzung, aber es gibt auch Mittel — das hat die Praxis bewiesen — die Überhitzung wieder herauszubringen, durch besondere Wärmebehandlung oder Überschmieden. Ich kann mich durchaus nicht der Meinung anschließen, daß man die Schweißnähte ohne weiteres als Gefahr ansehen muß. In Deutschland werden geschweißte Konstruktionsteile aus Schweiß- und Flußeisen, an deren Zuverlässigkeit die höchsten Anforderungen gestellt werden, z. B. auch im Kesselbau, in recht beträchtlichem Umfange verwendet, ohne daß sich Übelstände herausgestellt haben.

Präsident Hunt: Wir wollen die Berichte mit dem Danke des Kongresses akzeptieren und zu den letzten zwei Berichten des heutigen Vormittagsprogrammes übergehen. Sie lauten: 1. „Das Wesen des Schweißens von Stahlgattungen und ihre praktische Anwendung" ($VIII_2$) von M. Bermann; 2. „Das Wesen des autogenen Schweißens von Stahl- und Eisengattungen und ihre praktische Anwendung" ($VIII_3$) von Max Bermann.

(Ad 1. Zum Gelingen einer Schweißung gehört rein metallische Berührung an der Schweißstelle, ein gewisser Druck der Teile gegen einander und die richtige Schweißtemperatur. Die metallische Berührung wird durch Reduktion der Oxydkrusten der Schweißflächen infolge der im Eisen befindlichen Beimengungen [Mangan, Phosphor etc.] gesichert. Der Druck darf je nach der Bildsamkeit des Stahles mehr oder weniger schwach sein, die richtige Schweißtemperatur ist jene, wo der Stahl noch schweißbar ist und die Reduktion am raschesten vor sich geht. Die beste Schweißung erfolgt nach der „Komm"-Methode.

Ad 2. Durch die autogene Schweißung werden Schweißflächen im flüssigen Zustande durch Vermittlung eines flüssigen Metalles vereinigt. Die rein metallische Berührung wird durch Reduktion der Eisenoxyde befördert. Die Flamme soll etwas oxydierend wirken, das Zusatzmaterial möglichst dieselbe chemische Zusammensetzung haben wie der zu schweißende Körper. Zur Beurteilung empfiehlt sich die Funkenprobe.)

H. Moldenke legt die beiden Berichte vor.

Präsident Hunt eröffnet die Diskussion.

H. Frank N. Speller: Der einzige Einwurf gegen die Theorie des Herrn Bermann über das Schweißen liegt in der Tatsache, daß, wenn man beispielsweise die handelsübliche Schweißung eines Rohres nimmt, bei dem Schweißprozeß drei- oder viermal mehr Zunder gebildet wird, als solcher ursprünglich auf dem Blech vorhanden war, wodurch das Oxydieren wesentlich begünstigt wird. Ich kann daher nicht einsehen, in welcher Weise die Reduktionswirkung stattfinden könnte.

Präsident Hunt dankt dem Autor und vertagt die Sitzung auf 2 Uhr nachmittags.

Digitized by Google

Freitag, den 6. September 1912, nachmittags.

Der Präsident J. P. Snow eröffnet die Sitzung um 2 Uhr 15 Min. und stellt infolge Abwesenheit des H. de Nolly, des Autors des programmgemäß ersten Berichtes, den Bericht der Herren J. A. Capp und T. R. Lawson „Thermo-elektrische Anzeige von Zugbeanspruchungen als Prüfmethode" (IX_8) auf die Tagesordnung.

(Der Bericht behandelt die Studien, die zur Bestimmung der thermo-elektrischen Erscheinungen an mehr als 40 Probestücken verschiedener Metalle angestellt wurden. Die Temperaturmessung erfolgte mittels eines Galvanometers und einer thermo-elektrischen Batterie von 20 Elementen, an die eine Seite des Versuchsstückes angelegt wurde. Für jedes Metall sind Diagramme zur Darstellung gebracht, die den Verlauf der Zugspannungen mit Bezug auf die Dehnung und die zugehörigen Galvanometerablesungen angeben. Die gewonnenen Daten zeigen, daß die Proportionalitätsgrenze bei den 2 Methoden nicht übereinstimmt. Die Abbiegung tritt in der thermischen Kurve immer bei einer höheren Zugspannung auf, als bei der durch den Dehnungsmesser angegebenen Elastizitätskurve. Einige Anomalien im Verlaufe der Kurven bleiben noch ungeklärt.)

H. T. R. Lawson legt den Bericht vor.

Präsident Snow eröffnet die Diskussion.

H. Dr. R. Waldo: Dieser Artikel ist von besonderem Interesse, weil die meisten Werke heute bereits mit entsprechenden thermoelektrischen Apparaten und Versuchsmaschinen ausgestattet sind, doch ist er für den zufälligen Leser der Artikel nicht ganz klar hinsichtlich der Bedeutung der Konstanten. So bietet z. B. das Maß der Mikrovolt-Empfindlichkeit — 1·1 pro Teilstrich — die einzige Angabe über die Art der verwendeten Batterie. Damit die Ergebnisse für jedermann von Wert sind, möchte ich, dort fortsetzend, wo die Verfasser aufgehört haben, empfehlen, eine Bemerkung anzufügen, die eine genaue Beschreibung des verwendeten Apparates liefert und in welcher alle diese Konstanten und die Bedeutung der Skalateilungen erklärt werden und speziell auch die Mittel ersehen werden, die ergriffen wurden, um die Radiation der Hitze an der Stelle, wo die Batterie an das Probestück angelegt wurde, zu vermeiden.

Da die Verfasser selbst sagen, daß Prüfungsmittel der angegebenen Art bei der raschen Erprobung von Stäben in der Werkspraxis angewendet werden können, wäre dies von großem Vorteil für die Arbeit in unserem Fach.

Präsident Snow frägt H. Lawson, ob er zu entgegnen wünscht. Da dies nicht der Fall ist, dankt er dem Autor und geht zum nächsten Bericht über: „Bemerkungen über das Wachsen der Ferrit-

Digitized by Google

kristalle unterhalb ihres thermischen Umwandlungspunktes" von A. Sauveur (II_6).

(Sauveur berichtet über Versuche, die er mit Stäben aus Stahl mit einem gut ausgebildeten Gefüge gleichachsiger Ferritkristalle und zerstreuter Perlitinselchen ausgeführt hat. Die Probestücke wurden auf verschiedene Art und in verschiedenem Grade der Kaltreckung (durch Kugeldruck, Biegung, Abscheerung, Verdrehung etc.) unterworfen und sodann 7 Stunden lang auf 650° erwärmt. Die Beobachtungen lassen den Schluß zu, daß Ferritkörner beim Erwärmen unterhalb der kritischen Temperatur nicht wachsen, wenn nicht eine kritische Beanspruchung, die einen kritischen Reckungsgrad hervorruft, angewendet wurde. Größere und kleinere Reckungen als die kritische bleiben ohne Wirkung.)

H. Prof. Sauveur legt mit wenigen Worten den Bericht vor.

Präsident Snow eröffnet die Diskussion.

H. Dr. W. Rosenhain: Dieser großartige Artikel wirft ein neues Licht auf eine bisher ganz dunkle Sache und wir hoffen, daß schließlich, wenn die Sache weiter untersucht sein wird, das einfache von Prof. Sauveur vorgelegte Ergebnis seine Bestätigung erhalten wird. Es ist eine sehr merkwürdige Sache, daß kristallinische Zunahme in einem beanspruchten Metall nur vorkommt, wenn die Spannung innerhalb gewisser enger Grenzen liegt. Es gibt, wie ich glaube, eine mögliche theoretische Erklärung, ich möchte sie aber mit Rücksicht auf Zeitersparnis und auf die anzustellenden bestätigenden Beobachtungen hier nicht vorbringen; soweit ich aber heute sehen kann, stimmen Prof. Sauveurs Ergebnisse mit den der anderen, die in anderer Richtung Versuche unternommen haben, überein. Ich möchte nur eines hier erwähnen.

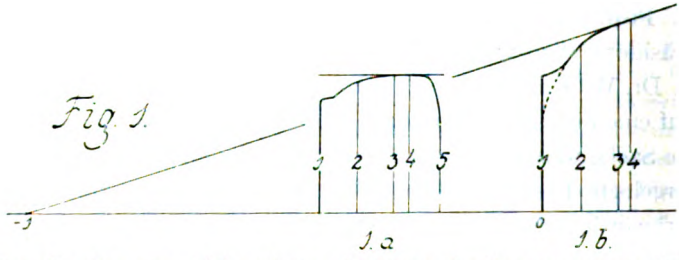
Es wird Ihnen bekannt sein, daß, wenn ein Metallstück z. B. bildsames Eisen, das früher poliert wurde, deformiert wird, sich an der früher polierten Fläche Fließfiguren bilden. Wenn die Oberfläche dann wieder poliert und nachher geätzt wird, finden wir keine Spuren der Fließfiguren, außer wenn die Spannung eine sehr starke war; wenn dieselben in diesem Falle bei nachfolgendem Ätzen wieder zum Vorschein kommen, so ist dies die Folge einer Ablagerung von amorphem Metall an der Oberfläche der Fließfiguren. Nun spielen diese amorphen Lagerungen wahrscheinlich beim Wachsen der Kristalle während des folgenden Anlassens eine große Rolle und es kann ganz gut sein, daß die kritische Spannung, entsprechend den Ergebnissen von Prof. Sauveur, durch die Bildung dieser amorphen Lagerungen in hinreichender Menge oder Stärke gegeben wird.

H. Prof. A. Rejtő: Die Arbeit des Herrn Sauveur bezüglich des Wachsens der Ferritkristalle ist eine grundlegende. Wir erhalten

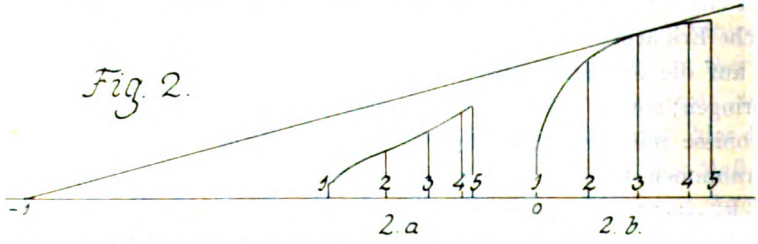
Digitized by Google

hierdurch Kenntnis, daß es nicht nur eine kritische Temperatur, sondern auch eine kritische Spannung gibt, die dadurch wahrnehmbar ist, daß bei Ausglühen unter dem thermischen Umwandlungspunkte jene Ferritkristalle, die bis zu dieser Grenze beansprucht waren, die größte Korngröße erhalten.

Um das Wesen dieser kritischen Beanspruchung festzustellen, habe ich einige Zug- und Druckversuche ausgeführt und fand, daß sie mit der Zähigkeitsgrenze, d. h. die mit der Grenze der gleichmäßigen Dehnung (Maßvergrößerung) zusammenfällt.



Das Zugdiagramm (1a) und die Abbildung der Zugspannungen (1b).



Das Druckdiagramm (2a) und die Abbildung der Druckspannungen (2b)

Diese Grenze kann, wie ich es schon öfters mitteilte, wie folgt bestimmt werden: Man berechne die jeweilige Spannung (Zug- oder Druckspannung) und trage selbige als Ordinate auf und benutze als Wert der Abszisse die entsprechende prozentuale Maßvergrößerung. Man erhält auf diese Weise eine Schaubildung der Spannung, ziehe hiezu eine Tangente aus dem Punkte der Abszissenachse in -1 liegend, und nun ist die Ordinate des Berührungspunktes die kritische Spannung.

Ich lege hier einige Zug- und Druckschaubilder (Fig. 1a und 2a) vor, so auch die Spannungsschaubilder (Fig. 1b, 2b) und Photographien der Korngrößen in Fig. 3, 4, in welchen jedes Bild mit einer Nummer versehen ist, die mit der Nummer der Ordinaten in Fig. 1b, 2b, d. h. mit der erreichten Spannung nach dem Ausglühen

Digitized by Google

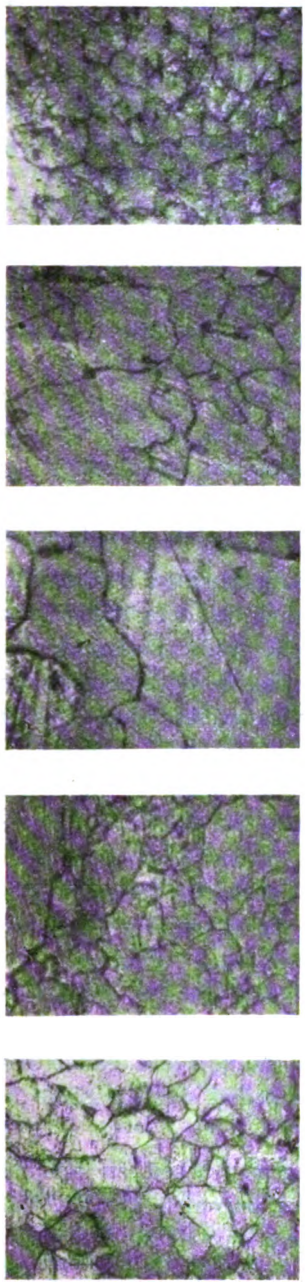


Fig. 3. Die Korngröße der auf Zug beanspruchten Probekörper (180×).

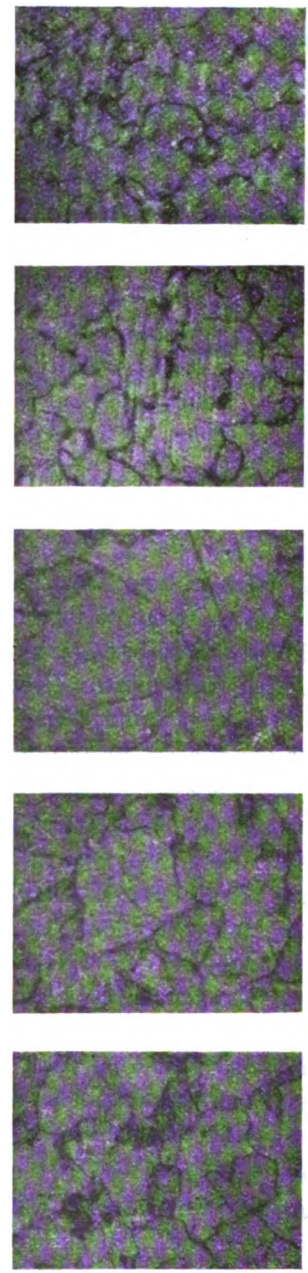


Fig. 4, Die Korngröße der auf Druck beanspruchten Probekörper (180×).

Digitized by Google

unter dem thermischen Umwandlungspunkte korrespondiert, woraus die Übereinstimmung der genannten Grenzen klar zu ersehen ist.

Schließlich bemerke ich noch, daß ich die Druckprobekörper, dem Vorschlage des Herrn Sauveur entsprechend, vor der Beanspruchung ausglühte, die Zugprobekörper jedoch nicht, und die kritische Beanspruchung hatte auch in diesem Falle dieselbe Wirkung.

H. Prof. H. M. Howe: Prof. Sauveur hat eine wichtige Entdeckung gemacht und die Arbeit von Prof. Rejtő trägt zur Bedeutung und dem Interesse vieles bei. Wenn wir auch mit ihm folgern, daß die kritische „auxymagenische" (auxymagenic), das Anwachsen verursachende Spannung oder richtiger plastische Deformation jene ist, bei welcher die Deformation der einzelnen Körner mit deren Verschlechterung verbunden ist, so sind wir andererseits noch im Dunkeln darüber, warum gerade diese Stufe der plastischen Deformation das Anwachsen verursacht. Es wäre interessant, zu erfahren, ob diese Stufe einer bestimmten Unterbrechung in dem Potential entspricht.

Wir erinnern uns an die Tatsache, daß es einen bestimmten, sehr hohen Grad von plastischer Deformation bei dem Ziehen von Draht gibt, der dem hart gezogenen Draht die größte Festigkeit verleiht und daß bei weiterem Ziehen diese Festigkeit wieder abfällt. Ist der das Wachsen verursachende Grad der Deformation auch jener Grad, der die höchste Festigkeit verleiht?

Dr. Beilby erklärt dieses Maximum von Festigkeit damit, daß in dem Maße, als die plastische Deformation bei dem Drahtziehen fortschreitet, sie auch progressiv bei einer immer größeren Metallmenge den ursprünglichen Zähigkeitszustand in einen festeren, glasartigen Zustand verwandelt, daß aber das Maximum der Festigkeit das Vorhandensein einer genügenden Metallmenge in jenem verbessernden Geschmeidigkeitszustande erfordert, um die durch die weitere Deformation verursachten Wunden zu heilen. Wenn also die Deformation so weit geht, daß nicht mehr genug nicht glasartiges, zähes Metall vorhanden ist, um die Risse zu heilen, dann beginnt die Zähigkeit wieder abzunehmen.*)

Diese Erklärung bedarf, um überzeugend wirken zu können, einiger Ausarbeitung. Denn, während wir es begreifen können, daß ein gewisses Mindestquantum von schmiegsamem Metall notwendig

*) Die harten und weichen Zustände in Metallen, 1911, Seite 13.

Digitized by Google

sei, um die entstandenen Risse in dem glasartigen Metall zu heilen, und derart weiteres Fließen zu gestatten, tritt aber tatsächlich der Fall ein, daß die höchste Festigkeit in einem Zwischenstadium des Zugvorganges eintritt, wo noch genug schmiegsames Metall vorhanden wäre, um ein weiteres Fließen zu erlauben. Überdies braucht nicht ohne weiteres zugegeben zu werden, daß das Fließvermögen für die höchste Festigkeit notwendig ist. Im Gegenteil scheint es ganz gut begreiflich, daß eine Reduktion des verbleibenden schmiegsamen Metalles unter jenen Punkt, der noch das Fließen erlaubt, eher die Festigkeit des Metalles und seine Kraft, der Zugbeanspruchung ohne Fließen und Bruch zu widerstehen, erhöhen dürfte. Nego majorem.

Und selbst wenn es sich zeigen sollte, daß der das Wachsen der Ferritkristalle verursachende Grad der Deformation mit jener Deformation zusammenfällt, die die größte Festigkeit verleiht, so würde dies wahrscheinlich die Erklärung Dr. Beilbys auch nicht überzeugender gestalten. Denn, wenn wir auch zugeben, daß das Fortschreiten der plastischen Deformation von der Fließgrenze bis zum Bruch von einer progressiven Umwandlung des Eisens aus dem schmiegsamen in den glasartigen Zustand begleitet ist, so ist nicht leicht einzusehen, warum ein bestimmtes, eng begrenztes Verhältnis zwischen schmiegsamer und glasartiger Metallmenge dieses Anwachsen des Kornes beim Wiedererhitzen herbeiführen soll.

Eine weitere Frage: Vollzieht sich dieses Anwachsen bei konstanter Temperatur, im vorliegenden Falle bei 650°, in nahezu konstanter Weise, oder beginnt es sehr rasch und wird allmählich verzögert? Prof. Sauveurs Ergebnisse erklären es, warum es manchen Forschern nicht möglich gewesen ist, die Ursache des Sprödewerdens von mäßig angelassenem, kalt bearbeitetem Stahl festzustellen.

H. F. Robin (schriftlicher Beitrag): Wir haben es nicht unterlassen, die Erfahrungen über das kristallinische Anwachsen, die seit der Veröffentlichung der Untersuchungen von Charpy über diesen Gegenstand gemacht worden waren (C. R. Juli 1910. — Rev. de métallurgie 1910, Seite 65), zu verfolgen. Der Bericht über die interessanten Versuche von A. Sauveur veranlaßt uns, hier, wenn auch etwas vorzeitig, einige neuere Erfahrungen zu verzeichnen; die Erklärung, welche wir für das „Phänomen des kristallinischen Wachsens nach der Kaltbearbeitung (Kaltrecken)" liefern zu können glauben, beruht auf einer Anschauungsweise, die von jener Sauveurs etwas abweicht.

Digitized by Google

Letzterer ist der Ansicht, daß eine über die kritische Deformation hinausgehende Kaltbearbeitung die Ausglüherscheinung des Kornes zunichte macht; nur eine ganz genau bestimmte Deformation könne das Anwachsen des Kornes hervorbringen, und zwar nur an der Stelle der Deformation selbst, ohne daß ein Ausbreiten dieses Anwachsens platzgreift.

Unsere Versuche erstrecken sich auf eine große Anzahl von Metallen, die wir verschiedenen Deformationen unterworfen haben.

Die Prüfung der Kugeleindrucksquerschnitte hat uns Figuren geliefert, die mit jenen von Charpy und Sauveur identisch sind. Die Prüfung von zusammengebogenen, verdrehten oder gelochten Metallstreifen hat uns oft noch wertvollere Daten geliefert.

Bisher geht aus unseren Versuchen folgendes hervor:

1. Die Erscheinungen des kristallinischen Anwachsens nach der Kaltbearbeitung treten bei allen Metallen zutage. Ein tatsächlich kaltbearbeitetes Metall (amorpher Struktur) glüht sich ganz regelrecht in Abhängigkeit von der Temperatur und der Zeitdauer. Das Korn entsteht und wächst regelmäßig. Eine vorherige Deformation scheint an dem Phänomen nichts zu ändern.

2. In einem geglühten Metall wächst das Korn in der gleichen Weise, bei den gleichen Temperatur- und Zeitverhältnissen wie vorher.

3. Eine vorherige Deformation der Körner über einen bestimmten kritischen Betrag hinaus bestimmt das Entstehen neuer Körner, die unter denselben Bedingungen wie vorher und bei denselben Temperaturen wachsen, die aber mit einer bedeutenden Fähigkeit zum Wachsen ausgestattet sind. Das Wachstum erstreckt sich auch auf die nicht deformierten Stellen des Metalles und erfolgt auf Kosten der nicht deformierten Körner bis zu einer gewissen Grenze (nach Maßgabe der Temperatur und Zeitdauer), entsprechend einem biomechanischen Prozeß, den man analog in der Natur wiederfindet. (Entwicklung großer Kristalle auf Kosten der kleinen, tierische und pflanzliche Zellenentwicklung.)

An den deformierten Stellen sind die Keime dieser speziellen Körner sehr zahlreich, die geglühten Körner beschränken einander, daher ihre relative Kleinheit. (Die Photographien von Le Chatelier, Revue de Métallurgie 1911, Seite 370, jene von Sauveur und die unsrigen

Digitized by Google

zeigen in den über den kritischen Betrag hinaus deformierten Regionen eine Struktur, die von jener des natürlichen Metalles abweicht.)

An der Berührungslinie der kritischen Zone und der nicht kaltbearbeiteten wachsen die Kristalle weniger zahlreich. Die Körnerkeime sind umso weniger zahlreich, je weniger hoch die Entwicklungstemperatur ist, aber sie wachsen auch umso weniger rasch. (Analogie mit der Bildung großer Kristalle in den Lösungen.) Es ergibt sich daraus bei jedem Metall ein Dimensionsmaximum dieser speziellen Körner bei bestimmten Temperaturen. Nach sehr rapider Entwicklung (im allgemeinen 10—15 Minuten) hört das Anwachsen auf oder es setzt sich nur mit außerordentlicher Langsamkeit fort.

Versuchsbeispiel. Die interessantesten Versuche wurden mit polierten, gebogenen Streifen vorgenommen; die deutlichsten sind jene mit reinem Zinn. Dieses Metall besteht, bei 20° (?) kräftig gewalzt, aus sehr deutlichem, von „freiwilligem Ausglühen" herrührenden Korn (Ätzung mit alkoholischem Hyperchlorür). Wenn man einen Streifen von ½ mm Stärke kalt biegt, sieht man, wie infolge Glühwirkung von der Biegestelle ausgehend das normale Metall durch das Spezialkorn[1]) verdrängt wird, das eng gedrängt und senkrecht zum Bug verlängert ist, dann aber sehr groß und regelmäßig wird (bis zu 25 mm² bei 100°) (bei einem progressiv erwärmten Streifen, dessen eines Ende kalt, das andere bis zum Schmelzpunkt erhitzt ist.)[2])

Wenn die Stärke der Streifen 1 mm übersteigt, gelingt das Phänomen beim Biegen beinahe nicht mehr. Das Korn ist klein, wahrscheinlich infolge der größeren Anzahl von Keimen in der Dicke. Bei sehr dünnen Streifen (0·1 mm) erscheint die Kristallisation behindert und verlangsamt, das Korn ist von beschränkteren Dimensionen und weniger rasch entwickelt.

Es scheint uns sonach bis heute, als ob eine hinreichende Deformation des bereits gebildeten Kornes gewissermaßen ein Geschlecht von Körnern mit bedeutender Energie hervorbringt, die durch Glühen rasch die benachbarten Körner aufnehmen und sich auf Kosten der letzteren bis zu einer gewissen Grenze ausdehnen. Das Phänomen würde sich auf alle Metalle erstrecken.

[1]) Dieses Zinn scheint weder ein allotropisches zu sein, noch ein kristallisiertes nach Heßlinger.

[2]) Das ist ein guter Vorlesungsversuch, denn das Spezialkorn ist mit freiem Auge wahrnehmbar. Er ist leicht und rasch durchführbar.

Digitized by Google

Präsident Snow: Wünscht noch jemand das Wort? Wenn nicht, bitte ich Herrn Sauveur um das Schlußwort.

H. Prof. A. Sauveur dankt für die Aufnahme, die sein Bericht gefunden und gibt der Hoffnung Ausdruck, daß die Ergebnisse einen wertvollen Beitrag zu unserem Wissen über diese Frage bilden werden.

Präsident Snow: Der Bericht wird mit dem Danke des Kongresses zur Kenntnis genommen. Wir wollen jetzt den nächsten Bericht in Verhandlung nehmen; es ist dies der vom Prof. H. M. Howe erstattete Bericht der Kommission 24 über „einheitliche Nomenklatur von Eisen und Stahl" (XI_4).

(Der Bericht zerfällt hinsichtlich der vorgeschlagenen Definitionen in 2 Teile: Der eine enthält die von der Mehrheit der Kommission angenommenen, offiziellen Definitionen der Kommission, der andere die Gegenvorschläge der britischen Kommissionsmitglieder. Der wesentliche Unterschied besteht in den Definitionen des „Blasenstahls" und des „schmiedbaren Gußeisens". Nach dem offiziellen Vorschlage soll der Blasenstahl aus der Klasse der Stähle, das schmiedbare Gußeisen aus der Klasse des „Gußeisens" entfernt werden. Der Bericht enthält Erläuterungen für die beiderseitigen Vorschläge und gipfelt in dem Antrage, am Kongresse die Frage zu diskutieren, ohne jedoch einen Beschluß zu fassen.)*)

H. Prof. H. M. Howe legt den Artikel im Auszug vor und bemerkt hiezu folgendes: Es ist nicht beabsichtigt, im Handel übliche Bezeichnungen zu ändern, erstens weil dies nur indirekt geschehen könnte, und zweitens, weil handelsübliche Bezeichnungen bei dem gegenwärtigen Stande der menschlichen Entwicklung sich nicht an irgendeine bestimmte Klassifikation zu halten vermögen. Aber ebenso wie die chemische Wissenschaft eine systematische, chemische Nomenklatur schuf, die so weit als möglich mit der damals bestandenen Handelsnomenklatur übereinstimmte und die Nomenklatur der Wissenschaft wurde, so beabsichtigt die metallurgische Wissenschaft für ihre eigenen Zwecke gewisse kleine Änderungen der bestehenden Nomenklatur durchzuführen. Und diese wird eine folgerichtige Nomenklatur mit geringstmöglicher Abweichung von der Handelsnomenklatur darstellen.

Um einander besser zu verstehen, müssen wir uns zeitweise über die Bedeutung bestimmter Worte ins klare setzen. Zu diesem Behufe möchte ich die unter A aufgenommene Klassifikation die „gegenwärtige" nennen, jene unter B die „Holleysche", weil, soweit mir bekannt ist, diese zuerst von ihm aufgestellt wurde und schließlich jene unter C nach Prof. J. W. Richards die „Richards'sche".

*) In einer Kommissionssitzung auf dem Kongresse wurde bezüglich des Ausdrucks für schmiedbaren Guß eine Einigung erzielt. S. S. 153.

Digitized by Google

Die gegenwärtige Klassifikation ist als solche gut und hinreichend, d. h. sie teilt die verschiedenen Haupterzeugnisse nach den die größte Bedeutung besitzenden Eigenschaften in schmiedbare und nichtschmiedbare, die schmiedbaren in solche flüssigen und festen Ursprungs, ferner jene festen Ursprungs in härtbare (Blasenstahl) und nicht härtbare (Schmiedeisen) und diejenigen flüssigen Ursprungs in ursprünglich schmiedbare (Flußeisen und Flußstahl, und zwar nicht Blasenstahl) und ursprünglich nicht schmiedbare (schmiedbares Gußeisen). In allen Fällen ist die Unterscheidung zwischen den Klassen, den Gattungen und den Arten von hervorstechender Bedeutung.

Der ernsteste Mangel derselben liegt nicht in der Klassifikation, sondern in zwei Gattungsbezeichnungen „Blasenstahl" und „schmiedbares Gußeisen".

„Schmiedbares Gußeisen" ist eine unglücklich gewählte Bezeichnung, weil man in der ganzen Welt darin übereinstimmt, daß es sich dabei nicht um Gußeisen handelt. Das mag vielleicht im Handel zu keinerlei Verwirrung Anlaß geben, sicher aber in der unvergleichlich größeren Welt außerhalb des Handels.

„Blasenstahl" ist eine unglücklich gewählte Bezeichnung, weil diese Gattung an sich mit der anderen Gattung Stahl nichts gemein hat. Sie ermangelt des flüssigen Ursprungs, auf Grund dessen allein schwach kohlenstoffhältiger Stahl „Stahl" bezeichnet wird; und dem kohlenstoffarmen Stahl wieder mangelt die Härtungsfähigkeit, kraft deren „Blasenstahl" „Stahl" genannt wird.

Der Vorschlag besteht darin, die Klassifikation als solche unverändert zu lassen, aber zwei besser geeignete Namen für die jetzigen Ausdrücke „schmiedbares Gußeisen" und „Blasenstahl" zu setzen. Deutliche Namen würden hinreichen, wenn es vielleicht auch besser wäre, solche zu wählen, die ihren Sinn gleich andeuten. Als ersten Versuch schlage ich vor „Converbar" oder „Blisteel" für Blasenstahl. Es sind das leicht kenntliche Abkürzungen, erstere von dem allgemeinen Sheffielder Handelsausdruck für „Blister steel" „converted bar" und letztere von dem Wort „blister steel" selbst. Für schmiedbares Gußeisen schlage ich vor „Malcas" oder „Malacast" als leicht kenntliche Abkürzung für schmiedbares Gußeisen (malleable cast-iron). Ich bilde mir auf diese Namen keineswegs etwas ein und werde mich freuen, wenn bessere in Vorschlag gebracht werden sollten. Doch sie sollen in jedem Falle den Sinn im Brennpunkt wiedergeben. Die diese Klassifikation begleitenden Definitionen müßten selbstverständlich besagen,

Digitized by Google

daß der Handelsname für „Converbar" „blister steel" (Blasenstahl) oder „converted bar" ist und jener für „Malacast" „malleable cast iron" schmiedbares Gußeisen.

Ich habe, die gegen meinen Vorschlag sind, aufgefordert, alle jene Möglichkeiten darzulegen, unter welchen derart neue Bezeichnungen Schaden stiften könnten, sie haben dies jedoch unterlassen. Sie haben uns wohl eine feierliche Abhandlung geliefert, ohne aber irgendeinen speziellen Fall anzuführen, wo Nachteile zu sehen wären.

Niemand wird wünschen, daß man schmiedbares Gußeisen für Gußeisen hält und deshalb kann niemand etwas dagegen haben, wenn wir es in wissenschaftlicher Art und Weise durch einen Namen kennzeichnen, der eine Verwechslung mit Gußeisen ausschließt. Wir wollen nicht in die Berechtigung des Handels eingreifen, es weiter als „schmiedbares Eisen" oder „schmiedbares Gußeisen" oder „Halbstahl" oder „Stahl" oder mit irgendeinem anderen Namen, den es heute öffentlich oder privat trägt, zu bezeichnen.

Ein begreiflicher Einwurf gegen die Bezeichnung von „blister steel" als „blisteel" oder „converbar" ist immerhin, daß sie „unrichtig und willkürlich" sei und jeden rechtlich Denkenden zum Protest herausfordert. Unrichtig, und unbillig, für wen? Ungerechtigkeit und Unbilligkeit gibt es nur gegenüber Lebewesen, nicht aber gegenüber leblosen Materien.

Ich bitte die Gegner zu sagen, welches menschliche Wesen unrichtig und unbillig behandelt würde. Der Name „Blasenstahl" wird, wann immer er zur Anwendung kommt, seine gegenwärtige Bedeutung beibehalten, genau wie „Schwarzblei" seine alte Bedeutung behielt, als die Chemiker sich entschlossen, den Namen Blei nur auf metallisches Blei zu beschränken. Ich habe die Gegner aufgefordert, zu erklären, ob es etwas anderes wäre, wenn wir Blasenstahl „Converbar" nennen, als was der Handel tat, indem er Schwarzblei „Graphit" benannte. Im Falle „Graphit" wissen wir, daß sich keinerlei Nachteile eingestellt haben; welche sollten sich im Falle „Converbar" finden?

Der Einwurf, daß Stahl plastischer Herkunft schon in alter Zeit „Stahl" geheißen wurde, ist wohl zu nebelhaft. Ich bestehe darauf, zu erfahren, was es schaden würde, wenn wir die Bezeichnung „Stahl" nur auf solchen flüssigen Ursprungs beschränken.

Die Schaffung einer folgerichtigen Nomenklatur würde für alle Zukunft eine Wohltat sein. Warum sollen wir diese Wohltat nicht schaffen? Die Sprache existiert für die Menschen, und die Gegenstände, auf welche wir die Namen anwenden, haben absolut keine Rechte. Die

Digitized by Google

vagen Einwendungen, die wir gegen unsere Pläne vernommen haben, scheinen auf der gegenteiligen Ansicht zu beruhen, daß eine oder die andere dieser Gattungen des Eisens unübertragbare Rechte besitzen.

Jene, die den Holleyschen Entwurf bekämpfen, weil er von den bestehenden Handelsbezeichnungen ausgeht, müßten aus diesem selben Grunde noch viel mehr den Richards'schen Entwurf bekämpfen, denn dieser vereinigt unter der Gattung Stahl zwei Arten, Schmiedeisen und schmiedbares Gußeisen, deren Unterscheidung vom heutigen Stahl, der bis zu 99% flüssigen Ursprungs ist, besondere Wichtigkeit zufällt. Man verwendet heute den Ausdruck „Stahl", um Stahl flüssigen Ursprungs von Gußeisen, von Schmiedeisen und von schmiedbarem Gußeisen zu unterscheiden und diese letzteren beiden Unterscheidungen sind tatächlich nötiger als die erste, weil Stahl und Gußeisen viel weniger oft einander Konkurrenz machen, als dies zwischen Stahl und schmiedbarem Gußeisen, respektive Schmiedeisen der Fall ist. Ein Gattungsname wie „Stahl", der alle ursprünglich schmiedbaren im flüssigen Zustande gewonnenen Fabrikate umfaßt, ist unbedingt notwendig und diesem Bedürfnisse hilft gegenwärtig das Wort „Stahl" ab.

Im Zusammenhange mit dem Bericht sagte Prof. Howe weiter: Meine Herren, Sie haben den Bericht in Händen. Nach langer, sich auf einen Zeitraum von sechs Jahren erstreckender Arbeit sind wir nun zu einer Anzahl von Definitionen gelangt, die von den Mitgliedern des gegenwärtigen Komitees einstimmig angenommen wurden; d. h. die von uns angenommenen Definitionen, denen die Mitglieder des gegenwärtigen Komitees zugestimmt haben, wurden den Mitgliedern des Komitees, einem sehr großen und schwerfälligen Komitee, das in allen Teilen Europas verstreut ist, unterbreitet, und es wurden mit Ausnahme von seiten der italienischen Mitglieder keinerlei Einwendungen erhoben. Die Wünsche der englischen Mitglieder wurden hier in Beratung gezogen.

Abgesehen von einer Gruppe von acht oder zehn Herren hat der übrige Teil der Kommission, welche sehr groß und schwerfällig ist, sich nicht im speziellen an der Sache beteiligt, ich kann also einfach sagen, daß die übrigen Mitglieder des Ausschusses keine Einwürfe erhoben haben und wir daher annehmen können, daß den Definitionen, welche wir Ihnen heute vorlegen, von den Anwesenden zugestimmt wird, da gegen sie auch von den Abwesenden keine Einwendungen erhoben wurden, wiewohl sie hiezu, wenn es ihnen angezeigt erschienen wäre, Gelegenheit gehabt hätten.

Digitized by Google

In bezug auf Stahl schlagen wir zwei Alternativdefinitionen vor, die nach unserer Meinung in ihrer Bedeutung gleich sind. Die Worte sind wohl verschieden, der Sinn aber nicht. Manchen Mitgliedern wird die eine, manchen wieder die andere Definition die bessere erscheinen und deshalb schlagen wir vor und beantragen, daß diese Definitionen in dem Verband als normale angenommen werden mögen, um alternativ Anwendung finden zu können. Ich stelle zu diesem Zwecke einen Antrag.

Zur Orientierung der anwesenden Mitglieder, die die gedruckten Definitionen gesehen haben, möchte ich bemerken, daß wir in diesen gedruckten Definitionen zahlreiche wörtliche Verbesserungsanträge angebracht haben, um für die Entscheidung größere Klarheit zu gewinnen.

H. Prof. Howe skizziert hierauf kurz die bezüglichen Abänderungsanträge.

Neue, dem VI. Kongreß vorgeschlagene Definitionen.

Gußeisen („cast iron"): Erklärung: Eisen, welches so viel Kohlenstoff enthält, daß es bei keiner Temperatur hinreichend schmiedbar ist.

Bemerkungen. In Amerika wird, abgesehen von der vorstehenden, auf die Gattung hinzielenden Bedeutung, der Name „Gußeisen" auch in besonderem Sinne im Gegensatz zu Roheisen („pig iron", siehe später) gebraucht und nur auf Gußeisen in Form von Gußstücken anderer Art als Masseln und auf geschmolzenes Gußeisen, das zum Guß in solche Stücke geeignet ist, verwendet. Das Gußeisen des Handels wird gewöhnlich im Eisenhochofen aus dem Erz in direkter Berührung mit fester Kohle gewonnen und dann in geschmolzenem Zustande aus dem Ofen abgelassen. Es besitzt immer einen bedeutenden Gehalt an Kohlenstoff, gewöhnlich von 2·5 bis 4·5%, und in den meisten Fällen einen bedeutenden Prozentgehalt an Silizium.

Es gibt drei Hauptarten von Gußeisen.

Graues Gußeisen („gray cast iron"): Verhältnismäßig weich und gekennzeichnet durch das Vorhandensein von Graphitblättchen, die oft ein unregelmäßiges Skelett bilden. Das graue Gußeisen ist jene Gattung, die hauptsächlich für den Maschinenbau verwendet wird.

Weißes Gußeisen („white cast iron"): Außerordentlich hart und spröde und dadurch gekennzeichnet, daß sein ganzer oder fast sein ganzer Kohlenstoff in gebundener Form vorhanden ist, und dem folglich Graphit ganz oder nahezu ganz fehlt.

Digitized by Google

Halbiertes Gußeisen („mottled cast iron"): Steht in der Mitte zwischen grauem und weißem Roheisen.

Roheisen („pig iron"): Gußeisen, welches direkt aus dem Hochofen oder einem entsprechenden anderen Ofen in Masseln gegossen ist. Dieser Name wird auch dem geschmolzenen Roheisen beigelegt, welches bereit ist, in Masseln gegossen zu werden, oder das sich in einem Zustand befindet, in welchem es sogleich in Masseln gegossen werden könnte.

Mischereisen („Mixer metal"): Geschmolzenes Roheisen, das entweder in oder durch einen Mischer geführt worden ist.

Eisenguß („Iron castings"): Erklärung: Gußstücke aus Gußeisen.

Bemerkung: Gußstücke werden gewöhnlich hergestellt 1. aus Roheisen, das in einem Kupol- oder anderen Ofen, bzw. im Tiegel umgeschmolzen wird; 2. aus direkt vom Hochofen kommenden flüssigen Eisen.

Schmiedbarer Guß („malleable iron castings"): Erklärung: Eisen, das zuerst als Gußeisen gegossen und später ohne Umschmelzen schmiedbar gemacht worden ist.

Bemerkungen. Schmiedbarer Guß des Handels wird zuerst als sprödes, weißes Gußeisen gegossen und dann mehr oder minder schmiedbar gemacht, und zwar entweder durch Umwandlung des größten Teiles seines Kohlenstoffgehaltes aus seinem Zustande als Zementit in Temperkohle, oder durch Abscheidung der Hauptmenge seines Kohlenstoffes durch Oxydation, oder durch beide Mittel gemeinsam. In beiden Fällen erfolgt die Schmiedbarmachung durch anhaltendes Glühen, gewöhnlich in Berührung mit einem Oxydationsmittel. Es gibt somit zwei Arten von schmiedbarem Guß des Handels, von denen die eine ihre Schmiedbarkeit der weitgehenden Kohlenstoffabscheidung und die andere der weitgehenden Entfernung des Kohlenstoffes aus dem äußeren Teil des Gußstückes und dem Fällen eines großen Teiles des zurückbleibenden Kohlenstoffes in freiem oder graphitischem Zustand verdankt. Es ist nicht mit dem guten industriellen Gebrauch vereinbar, den Ausdruck Stahl*) („steel") auf irgendein auf Grund dieser Verfahren zur Schmiedbarmachung oder auf irgendein anderes durch Umschmelzen von Gußeisen in einem Kupolofen oder einem Ofen ähnlicher Art gewonnenes Produkt an-

*) Flußeisen oder Flußstahl.

Digitized by Google

zuwenden. Eine solche Anwendung wird im allgemeinen für betrügerisch gehalten.

Schmiedbarer Guß unterscheidet sich darin vom Stahl, daß er als Masse gegossen wird, welche nicht von Anfang an schmiedbar ist. Schmiedbarer Guß ist nicht eigentlich Gußeisen, sondern ein Erzeugnis aus Gußeisen und unterscheidet sich von diesem wie Schweißeisen von Stahl.

Schweißeisen („wrought iron"): Erklärung: Schmiedbares Eisen, das durch Vereinigung teigiger Teilchen metallischen Eisens ohne nachfolgende Schmelzung entstanden ist, und so wenig Kohlenstoff enthält, daß es sich durch rasche Abkühlung nicht erfolgreich härten läßt.

Bemerkungen. Das Schweißeisen des Handels, das gelegentlich wohl auch direkt aus Erzen gewonnen wird, wird in der Regel aus Roheisen hergestellt, und zwar durch eine derartige Verminderung seines Kohlenstoff- und Siliziumgehaltes, daß sich bei der angewendeten hohen Temperatur teigige Partikelchen bilden, die man dann durch Zusammenpressen in einem Schlackenbade in eine zusammenhängende Masse bringt, die immer noch eine bedeutende Menge von Schlacke enthält.

Der Umstand, daß einige der Teilchen, aus welchen ein solches schmiedbares Produkt zusammengesetzt ist, ursprünglich Stahl waren, schließt an und für sich ein solches Produkt nicht aus der Klasse der „handelsüblichen Schweißeisen" aus. Wenn aber alle diese Teilchen ursprünglich Stahl waren und keines von ihnen ursprünglich Schweißeisen, so wird das Erzeugnis nicht als handelsübliches Schweißeisen anerkannt, sondern wird in der Geschäftswelt als „scrap steel", „gepuddelter Stahl aus Stahlabfällen", bezeichnet.

In Großbritannien wird schmiedbares Eisen („malleable iron") oft als gleichbedeutend mit Schweißeisen („wrought iron") gebraucht, manchmal allerdings auf die Gefahr hin, den Laien darüber im Zweifel zu lassen, ob es sich um Schweißeisen („wrought iron") oder um schmiedbaren Guß („malleable iron castings") handelt. Daher raten wir von dem Gebrauch des Ausdrucks „malleable iron" ab.

Stahl. Offizielle Definitionen. (Flußstahl, Flußeisen) („steel") (siehe Kohlenstoffstahl und Spezialstahl).

I. Flüssiger Ursprung. Erklärung: Eisen, das aus dem geschmolzenen Zustand als eine Masse gegossen ist, die von Anfang

Digitized by Google

an hinreichend schmiedbar ist, wenigstens innerhalb eines gewissen Temperaturbereiches. (Siehe „Stahl II" unten.)

Bemerkungen. Ein solches Metall ist Stahl*) („steel"), unabhängig davon, ob es gehärtet werden kann oder nicht, ob es viel oder wenig oder selbst gar keinen Kohlenstoff enthält, ja in diesem Sinne sogar dann, wenn es chemisch reines Eisen ist. Es wird manchmal „ingot metal" genannt. Mit Ausnahme von Zementstahl, Blasenstahl („blister steel") und seinen Abkömmlingen fallen alle Stahlsorten, die gegenwärtig irgendeine industrielle Bedeutung haben, einschließlich der Spezialstähle unter diese Begriffserklärung.

Man unterscheidet:

a) **Flußeisen** („ingot iron"). Erklärung: Stahl mit zu wenig Kohlenstoff, um beim raschen Abkühlen hinreichend gehärtet zu werden. Diese Bezeichnung hat niemals weitere Anwendung gefunden*) und ist für eine lange Zeit völlig außer Gebrauch gewesen, doch ist sie kürzlich als Handelsname wieder aufgekommen. In wissenschaftlichen und technischen Schriften sollte sie vermieden werden, weil es im Hinblick auf die Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, die in vier große Gruppen eingeteilt werden, 1. wrought iron (Schweißeisen), 2. steel (Stahl)*), 3. cast iron (Gußeisen), 4. malleable iron castings (schmiedbarer Guß) verwirrend ist, eine Abart von Stahl („steel") Flußeisen („ingot iron") zu nennen.

b) **Flußstahl** („ingot steel"). Erklärung: Stahl mit genügendem Kohlenstoffgehalt (0·30% oder mehr), um beim raschen Abkühlen hinreichend gehärtet zu werden.

Stahl, der durch Schmelzen in einem Tiegel hergestellt ist, wird Tiegelstahl, Tiegelflußstahl („crucible steel") genannt; jener, der in einem elektrischen Ofen hergestellt ist, heißt Elektrostahl, Elektroflußstahl („electric steel").

Stahl („steel"). **II. Plastischer Ursprung** (Plastic origin.). Erklärung: Eisen, das aus teigartigen Teilchen ohne nachfolgendes Schmelzen zusammengeschweißt worden ist; es ist wenigstens innerhalb irgendeiner Temperaturzone schmiedbar und enthält genügend Kohlenstoff (etwa 0·30% oder mehr), um beim raschen Abkühlen von einer über seiner kritischen Zone liegenden Temperatur hinreichend gehärtet zu werden.

*) Flußeisen oder Flußstahl. (Anm. des Gen.-Sekr.)

Digitized by Google

Bemerkungen. **Zementstahl (Blasenstahl)** („blister steel") und von ihm herrührende Arten, sowie einige wenige andere kohlenstoffreiche Stahlsorten, die gegenwärtig wenig Bedeutung haben, sind zurzeit die einzigen Stahlsorten, welche unter diese Begriffserklärung fallen.

Die britischen Mitglieder der Kommission können die vorigen offiziellen Definitionen nicht annehmen und schlagen folgende Abweichungen vor:

Stahl (steel). Eisen in reinem Zustande oder in Mischung mit anderen Elementen, welches hinreichend Kohlenstoff enthält, um bei rascher Abkühlung von hoher Temperatur härtbar zu werden und von Anfang an so schmiedbar ist, daß es geschmiedet oder gewalzt werden kann; oder Eisen, das aus dem flüssigen Zustand gegossen wurde und nicht hinreichend Kohlenstoff enthält, um bei rascher Abkühlung von hoher Temperatur härtbar zu werden, jedoch von Anfang an so schmiedbar ist, daß es geschmiedet oder gewalzt werden kann.

Gewalzter oder geschmiedeter Blasenstahl oder Zementstahl (Blister Bar, Cement Bar, Converted Bar). Offizielle Definitionen. Erklärung: Stahl plastischen Ursprungs, erzeugt durch Zementierung von Schweißeisen durch ein kohlenstoffhältiges Zementierungsmittel. Dem Handelsgebrauch nach auch solcher Stahl, der erhitzt und auf die marktgängige Form gebracht wurde. Die meisten Fachschriftsteller haben den Namen „Blasenstahl" (blister steel) im ersteren und weiteren Sinne gebraucht. In Sheffield wird er nur in dem besagten engeren Sinne gebraucht.

Bemerkungen: Der handelsübliche Blasenstahl ist durch Zementierung ganz reinen Schweißeisens mittels Holzkohle erzeugt.

Der Ausdruck Blasenstahl, Zementstahl („Cemented Bar") kann in einem allgemeinen Sinne auf jedes Schweißeisen ("Wrought Iron Bar") angewendet werden, das einem Zementierungsverfahren unterworfen wurde.

Blasenstahl (Zementstahl) (Blister Steel). Erklärung: Stangen gewalzt oder geschmiedet aus Blasenstahl (Blister steel). Viele Fachschriftsteller benützen das Wort Blasenstahl (blister steel) im Sinne der daraus erzeugten Stangen (blister bar).

Digitized by Google

Die britischen Mitglieder der Kommission können die vorigen offiziellen Definitionen nicht annehmen und schlagen folgende Abweichungen vor:

Gewalzter oder geschmiedeter Blasenstahl oder Zementstahl (Blister Bar, Cement Bar, Converted Bar). Erklärung: Hochklassiges schwedisches oder anderweitiges gewalztes oder geschmiedetes Schweißeisen von gleichmäßiger Reinheit, das in Berührung mit einem Kohlungsmittel dem Zementierungsprozeß unterworfen wurde, ein Prozeß, der, während er die Einführung des Kohlenstoffes in das Eisen bewirkt, auch Blasen (blisters) auf der Oberfläche des Zementstahles erzeugt.

Blasenstahl (Zementstahl, Blister Steel). Ein Ausdruck, der häufig an Stelle des „gewalzten" oder „geschmiedeten Blasenstahles" („Zementstahles", Blister Bar, Cemented Bar, Converted Bar) verwendet wird, wenn er erhitzt und in die handelsüblichen Querschnittsformen gebracht wurde.

Gewalzter oder überschmiedeter Zementstahl („plated bar"). Erklärung: Stäbe aus Zementstahl, welche im heißen Zustand gewalzt oder geschmiedet worden sind.

Bemerkungen. Durch diese Behandlung, die gewöhnlich auf solche Stäbe angewendet wird, die nachträglich in passende Längen gebrochen werden, werden die Blasen plattgedrückt, während das Metall etwas verdichtet wird.

Paketstahl oder einfach gegerbter oder paketierter Stahl (Schweißstahl) („single shear steel"). Erklärung: Gerbstahl (Zementgerbstahl) durch Schweißen eines Pakets von ausgewalztem Zementstahl gewonnen. Auch Stabeisen und Handelseisen, das durch Walzen oder Schmieden eines solchen Pakets gewonnen wurde.

Doppel-Paketstahl oder gegerbter (paketierter) Stahl (Schweißstahl) („double shear steel"). Erklärung: Gerbstahl (Zementgerbstahl), hergestellt durch Paketieren, Schmieden und Schweißen von Stäben aus einmal gegerbtem Stahl zu einer Rohschiene. Auch Stab- und anderes Handelseisen, das durch Auswalzen und Schmieden einer solchen Rohschiene hergestellt ist.

Kohlenstoffstahl („Carbon steel"). Flußstahl oder Flußeisen für Stahl, welcher seine wesentliche Eigenschaft vornehmlich dem Kohlenstoff verdankt, zum Unterschiede von anderen Elementen, die er enthält.

Digitized by Google

Bemerkung. Obwohl unter den Spezialstählen einige nur in geringem Grade schmiedbar sind, so legt der industrielle Gebrauch unter den Kohlenstoffstählen nur jenen Erzeugnissen den Namen „Stahl" bei, welche genug schmiedbar sind, um gewalzt oder in den handelsüblichen geschmiedet zu werden.

Sonderstahl (Spezialstahl) („alloy steel"). Erklärung: Stahl, der seine wesentlichen Eigenschaften hauptsächlich irgendeinem Element oder mehreren anderen Elementen als Kohlenstoff, oder solchen anderen Elementen in Verbindung mit Kohlenstoff verdankt.

Bemerkungen. Einige dieser Sonderstähle enthalten notwendigerweise eine bedeutende Menge von Kohlenstoff, selbst bis zu 1·25%. Es besteht keine Bestimmung darüber, wo die Grenze zwischen Sonderstählen und Kohlenstoffstählen gezogen werden soll.

Eisenlegierungen („ferro alloys"). Erklärung: Eisen, welches so reich an irgendeinem Element oder anderen Elementen außer Kohlenstoff ist, daß es vor allem als Zuführungsmittel für dieses Element in die Eisen- und Stahlfabrikation benutzt wurde.

Bemerkungen. Die Eisenlegierungen sind im allgemeinen nicht hinreichend schmiedbar und sie enthalten gewöhnlich mehr von dem legierten Element, als in einem Sonderstahl erwünscht ist. Mit der Veränderung der industriellen Verhältnisse mußte die Grenze zwischen Sonderstählen und Eisenlegierungen Verschiebungen erfahren. In der Tat könnte ein Material in der Maschinenwerkstatt ein Sonderstahl und gleichzeitig in dem Stahlwerk eine Eisenlegierung sein.

Halbstahl („semi steel"), eine unbestimmte Handelsbezeichnung für verschiedene Produkte, die nahe an der Grenze zwischen Stahl und Gußeisen stehen. Zu diesen gehört das kohlenstoffarme Gußeisen, das im Flammofen hergestellt oder im Kupolofen durch Zusatz von Stahlabfällen zur Charge gewonnen wird. Es ist auch ein Handelsname für schmiedbares Gußeisen („malleable cast iron").

H. Allerton S. Cushman bringt nachstehenden schriftlichen Diskussionsbeitrag zur Kenntnis:

Ich möchte nicht in gegnerischem Sinne in die Diskussion eingreifen. Vom wissenschaftlichen Standpunkte ist eine einheitliche Nomenklatur von Eisen und Stahl*) durchaus angebracht. Hinsichtlich gewisser Punkte, die die vorgeschlagene einheitliche Nomenklatur

*) S. Anm. S. 155.

Digitized by Google

betreffen, befinde ich mich aber mit der Meinung verschiedener Kollegen im Widerspruch, und möchte mir die Gelegenheit zunutze machen, meine Ansichten vorzutragen.

Wenn wir alle Fragen, die Gußeisen betreffen, beiseite lassen, hat es den Anschein, daß der Vorschlag gemacht ist, im allgemeinen alle Eisenerzeugnisse, welche nach dem Gießen im flüssigen Zustand in Kokillen abgekühlt sind, ganz unabhängig von dem Kohlenstoffgehalt, dem Kleingefüge oder den physikalischen Eigenschaften des entstandenen Materiales, als Stahl zu bezeichnen. Nach diesem Vorschlag müßte es wissenschaftlich und technisch als eine Unmöglichkeit bezeichnet werden, Eisen im Siemens-Martin- oder im elektrischen Ofen herzustellen. Da eine Anzahl von Erzeugern Anspruch darauf erhebt, Eisen in Öfen der erwähnten Art herstellen zu können, so würde die vorgeschlagene einheitliche Nomenklatur diese Erzeuger folgerichtig technisch der Unlauterkeit schuldig machen, obgleich ihr Material nach ihrer Überzeugung Eisen ist, und von Rechts wegen auch so genannt werden sollte, nicht aber Stahl. Mit Rücksicht auf diesen Punkt bitte ich um Erlaubnis, die folgenden Tatsachen unterbreiten zu dürfen. Eisen ist der Name eines Elementes. Stahl ist eine Verbindung von Eisen und Kohlenstoff und hat bestimmte charakteristische Eigenschaften, auf die hier nicht näher eingegangen zu werden braucht.

Die Frage der Nomenklatur von Eisen und Stahl entstand zu einer Zeit, wo die Kontrolle des Kohlenstoffgehaltes einer flüssigen Masse, abgesehen innerhalb bestimmter Grenzen, viel schwieriger ausführbar war, als es gegenwärtig der Fall ist. Bis vor kurzem wurde es als unmöglich oder unnötig angesehen, Kohlenstoff in flüssigen, metallischen Massen, welche zu Blöcken gegossen werden, gänzlich zu entfernen, und seitdem ist es gebräuchlich geworden, alle solchen Erzeugnisse als Stahl zu bezeichnen, im besonderen Hinblick auf die Methoden der Herstellung oder der angewendeten Ofenarten, aber nicht auf die innewohnenden Eigenschaften des Metalles.

Ich muß gestehen, daß solche Klassifizierung unter neuzeitlichen Verhältnissen ebenso unvernünftig ist, wie sie dazu führen kann, ein Erzeugnis der Siemens-Martin- oder des elektrischen Ofens, welches völlig kohlenstoffrei sein kann, keinen Perlit oder Zementit enthält, keine Härteeigenschaften besitzt und unfähig ist, dauernden Magnetismus anzunehmen, als Stahl zu bezeichnen. Ich meine, daß ein solches Erzeugnis Eisen ist und als Eisen bezeichnet werden muß, ohne Rücksicht auf die Herstellungsmethoden. Es ließe sich einwenden,

Digitized by Google

daß ein derartiges Material wie das angeführte, nicht in flüssigem Zustand hergestellt und zu Blöcken gegossen wird. Dem gegenüber erwidere ich, daß solcher Einwand nicht stichhaltig ist, denn obgleich es zweifellos zutrifft, daß die Grenzen zwischen derartigem Eisen und weichem Flußeisen sehr eng aneinander liegen, soweit der Kohlenstoffgehalt in Frage kommt, so ist die praktische Abwesenheit von Mangan eine Eigentümlichkeit des Eisens im Gegensatz zu Stahl. Aber ganz abgesehen von dem Mangangehalt, welcher nach jeder Seite hin entscheidend ist, ist es nach meiner Meinung möglich, Eisen im Siemens-Martin- und im elektrischen Ofen mit einem so geringen Kohlenstoffgehalt herzustellen, daß die noch vorhandenen Spuren jede vernünftige Bezeichnung des Materiales als Stahl ausschließen.

Mit Rücksicht auf die weiten Grenzen würde es bei der vorgeschlagenen Nomenklatur möglich sein, das reinste, weichste Schweißeisen durch bloßes Umschmelzen im Induktionsofen und Gießen in Kokillen in Stahl umzuwandeln. Ich bin ferner der Meinung, daß, wenn eine Probe eines praktisch kohlenstoff- und manganfreien Siemens-Martin- oder Elektro-Erzeugnisses irgend einem erfahrenen Metallurgen in der Welt zur Klassifizierung vorgelegt werden würde, er ohne Kenntnis des Ursprunges des Materiales dies zweifellos als Eisen und nicht als Stahl bezeichnen würde.

Man ist zu der Annahme gekommen, daß es der wissenschaftlichen und technischen Übereinstimmung wegen vorteilhaft ist, eine einheitliche Nomenklatur zu haben, die sich auf die Herstellungsmethode gründet, wobei man es dem Handel überläßt, zu entscheiden, welche Handelsbezeichnung angenommen werden soll. Ich kann aber meine Bedenken gegen solche Stellungnahme dieser Körperschaft nicht zurückhalten.

Die Erzeuger, welche in allen Fällen einwandfrei zu handeln wünschen, werden uns um Definitionen und um eigene Nomenklatur ersuchen, und das Ergebnis ist, daß solche selbständige Handlungsweise so ausgelegt werden kann, als ob ein Erzeuger versucht hätte, des persönlichen Gewinnes wegen eine falsche Tatsache vorzuspiegeln.

In der offiziellen Definition des Stahles, die im Kommissionsbericht 21 gegeben ist, finde ich folgende Bemerkung: „Solches Metall ist Stahl, ob es härtbar ist oder nicht, ob es viel oder wenig oder gar keinen Kohlenstoff enthält, ja in diesem Sinne sogar dann, wenn es chemisch reines Eisen ist."

Mit anderen Worten, es wird ausdrücklich empfohlen, daß wir

Digitized by Google

chemisch reines Eisen Stahl nennen sollen. Der gelehrte Präsident gebrauchte bei der Verteidigung des Kommissionsberichtes folgende Redewendung:

„Es ist gut, daß die Wissenschaft anfängt, dem Herkömmlichen Rechnung zu tragen und zu sagen: Ich werde diesen Gebrauch annehmen; mein Charakter bietet Gewähr für seine Beständigkeit; du magst von einem Gebrauch zum anderen übergehen, wenn du willst, aber ich werde wie Homers Steuermann meine Ruder treu behüten, und da mein Gebrauch folgerichtig und genau ist, wirst du ihn vielleicht zur Richtschnur nehmen."

Ist es denn Wissenschaft, sozusagen der bloßen Übereinkunft wegen, einen Sprachgebrauch festzulegen, welcher chemisch reines Eisen als Stahl definiert? Ich habe jedes wissenschaftliche, technische und gewöhnliche Wörterbuch in allen mir bekannten Sprachen eingesehen und habe keine Definition für Stahl gefunden, die nicht auf die notwendige Verbindung des Kohlenstoffes mit dem Eisen in den Erzeugnissen Bezug nimmt.

Es ist daher kein gewöhnlicher oder gar Handelsbrauch, sondern ein universeller Gebrauch, den unsere Kommission unter dem Deckmantel der Wissenschaft umzustürzen und zu beherrschen sucht. Hinsichtlich der Unlauterkeit führt der Präsident an, daß wir niemals gehört haben, daß die Tatsache, daß die Definition des Wortes „Fisch", die die gebildete Welt ohne Rücksicht auf den Fischhandel angenommen hat, „Walfische" ausschließt, je zu Unzuträglichkeiten Veranlassung gegeben hat. Wahrscheinlich nicht, aber wenn eine gelehrte Körperschaft versucht, Gesetze aufzustellen in der Art, daß das Wort „Walfisch" alle Arten von Fischen einschließen soll, so könnte dies doch zu vielen Unzuträglichkeiten führen, vorausgesetzt, daß jemand diese Definition ernst nehmen sollte. Wenn jemand im Begriff ist, Walfische unter Walfischarten zu Walpreisen zu kaufen, so würde ein berechtigter Grund zur Klage vorliegen, wenn Makrelen geliefert werden, weil sie als in die Klasse der Wale fallend legitimiert worden waren.

Die Ungerechtigkeit eines derartigen Falles ist der Ungerechtigkeit ähnlich, welche dem Eisenerzeuger angetan wird, der unter einem beträchtlichen Kostenaufwand ein reines Material herstellt, und dem dann gesagt wird, daß er, um korrekt zu verfahren, sein Erzeugnis nicht mit seinem wirklichen Namen „Eisen", sondern mit einem anderen, dem es nicht entspricht, nämlich „Stahl", benennen müßte.

Digitized by Google

Ich bin kein Mitglied der internationalen Kommission für einheitliche Nomenklatur und habe daher keine Gelegenheit, einen unzureichenden Bericht fallen zu lassen, aber als Mitglied des internationalen Verbandes möchte ich meine Bedenken gegen die einheitliche Nomenklatur von Eisen und Stahl, wie sie jetzt vorgeschlagen ist, nicht zurückhalten.

Nach Verlesung dieses Beitrages bemerkte Mr. A. S. Cushman noch: Ich wollte mit meinen Ausführungen keine Unhöflichkeit gegen einen Kollegen begehen, dessen Ansicht von der meinigen abweicht; ich hege die größte Verehrung für diesen Mann, obgleich er in dieser speziellen Frage anderer Meinung ist als ich.

Präsident Snow: Wer wünscht noch das Wort?

H. D. Hibbard: Herr Präsident, ich glaube, daß die vierzigjährige Gewohnheit die Schlußfolgerung rechtfertigt, zu welcher die Kommission in dieser Hinsicht gelangt ist, daß nämlich ein Metall reines Eisen sein mag und doch, da es durch einen Schmelzvorgang gewonnen wurde, in Übereinstimmung mit dem allgemeinen Gebrauch als Stahl bezeichnet werden soll. Während vieler Jahre wurde der Kohlenstoffgehalt oder die Härtbarkeit des im flüssigen Zustand gewonnenen Stahles ignoriert und er, wenn er derart erzeugt worden war, Stahl genannt. Natürlich gibt es auf diese Weise gewonnene Produkte, die dem chemisch reinen Eisen (Fe) sehr nahe kommen und mehr Fe enthalten, als manches Schmiedeeisen, das jedermann Eisen nennen würde, doch auch das berechtigt, nach Ansicht der Kommission nicht, dieselben Eisen zu nennen. Sie würden als Stahl bekannt sein.

Es ist allgemein bekannt, daß Herr Cushman mit dem sogenannten „Ingot(Fluß)eisen" sehr vertraut ist und viel zu Gunsten desselben gesagt hat. Dieses Material ist nach Ansicht der Kommission im wesentlichen sehr reiner Stahl, obwohl er nur sehr wenig von den Stahl erzeugenden Elementen enthält und ich möchte nun Herrn Cushman fragen, ob es nicht näher zu Stahl liegt, als zu manchen Schmiedeeisensorten, die auf den Markt kommen und ob man es nicht überdies für Zwecke empfiehlt, für welche im allgemeinen Eisen als geeigneter betrachtet wird.

Präsident Snow: Wünschten Sie, Herr Cushman, zu antworten?

H. A. S. Cushman: Das Beweismittel Hibbards, daß Ingot(Fluß-)eisen Stahl ist, ist auf die Tatsache gegründet, daß ein Metall, das

Digitized by Google

diesem letzteren einigermaßen ähnlich war, durch 40 Jahre Stahl genannt wurde.

Ich sehe nicht ein, warum eine unrichtige Nomenklatur, die in der Vergangenheit geübt wurde, auch künftig fortgesetzt werden sollte.

Mr. Hibbard fragt mich, ob ich nicht Ingoteisen für näher dem Stahl als dem Schweißeisen liegend betrachte. Ich glaube, es steht dem chemischen Element „Eisen" zunächst, das stets in einer langen Reihe von Operationen, die gleichzeitig die Handhabung von 80 Tonnen-Hitzen in sich schlossen, hergestellt wurde. Schweißeisen enthält gewöhnlich 2—3 vom Hundert an Schlacke und gerade dieser Gehalt unterscheidet es von dem reinen Eisen.

H. Prof. Belelubsky: Die russischen Ingenieure und vor allem das Bureau des Forges, in dessen Namen ich hier spreche, haben die Vorschläge der Kommission 24 diskutiert und sich mit allem einverstanden erklärt — ausgenommen die Definition des Stahles. Vor 40 Jahren — genau seit 1880 — hat man in Rußland mit der Erzeugung eines abgegossenen, kohlenstoffarmen, aber nicht schmiedbaren Metalles begonnen und hat diesem Produkt nach dessen Eigenschaften den Namen „fer fondu" Flußeisen gegeben und diesen Namen seither ungeändert gelassen. Dieses nicht schmiedbare Flußeisen ist für Eisenkonstruktionen und Brücken ausschließlich in Gebrauch; der Kohlenstoffgehalt beträgt 0·2 oder 0·3 vom Hundert.

Wir haben seither an dieser Definition festgehalten und sie wurde auch vor zwei Jahren auf dem Kongreß zu Berlin angenommen.

Es kam dann die bekannte wichtige Frage der Brückenverstärkung auf die Tagesordnung und alle Berichterstatter, mit Ausnahme der Franzosen, haben den Namen „Flußeisen" anerkannt. Es muß bemerkt werden, daß die Franzosen auch eine andere Definition gaben; sie unterschieden harten von extraweichem Stahl, und wo wir im Brückenbericht von Flußeisen sprachen, sagten sie stets „extraweicher Stahl" (acier extra-doux).

Beim Eisenbahnkongreß schrieb man in den auf die Materialien für Brückenverstärkung Bezug habenden Beschlüsse, daß extra-weicher Stahl zu verwenden wäre und setzte unter Parenthese bei „Flußstahl".

Es sei aber noch hinzugefügt, daß diese Benennung aus Amerika stammt, da auf dem Kongreß zu Philadelphia das Wort „Flußeisen" akzeptiert worden ist. Und seit diesem Kongresse hat man überall

Digitized by Google

in Deutschland und Rußland das Wort Flußeisen (acier extra-doux, fer fondu) benützt.

Präsident Snow: Die Zeit drängt zum Schluß der Diskussion.

H. Prof. H. M. Howe: Mein Freund Dr. Cushman ist im Irrtum. Seit 40 Jahren wurde das Wort Stahl „steel" in den englisch sprechenden Ländern und, wie ich glaube, auch in Frankreich vor allem für ein durch einen Schmelzprozeß gewonnenes Produkt angewendet; das heißt also „gegossen im flüssigen Zustande in einem anfangs schmiedbaren Ingot". Und ein solches und so erzeugtes Material hat durch 40 Jahre „Stahl" geheißen vermöge seiner Schmelzung und seines Freiseins von eingeschlossener Schlacke und unabhängig vom Kohlenstoffgehalt. Für Zwecke, wo geringer Kohlenstoffgehalt verlangt wurde, wurde dieses flüssig gegossene Material in Hunderttausenden von Tonnen mit nur 0·05 bis 0·06 v. H. Kohlenstoffgehalt erzeugt; ebenso in sehr großen Mengen mit nur 0·04 und in vielen Fällen sogar nur mit 0·02 v. H. Kohlenstoff, kurz mit dem geringsten, praktisch noch möglichen Kohlenstoffgehalt. Der Kohlenstoff wurde, soweit der Prozeß es ermöglichte, entfernt und die geringe rückbleibende Kohlenstoffmenge hat nichts mit der im Handel üblichen Bezeichnung „Stahl" zu tun. Er resultierte nur aus der Unmöglichkeit, ihn zu entfernen. Jeder weiß, daß der Kohlenstoff, soweit sich dies nur mit den Erzeugungsbedingungen vereinbaren ließ, in den riesigen Quantitäten der jährlich erzeugten Stahlrohre fast vollkommen reduziert wurde. Jeder weiß, daß Stahlröhren als „Stahl"röhren bezeichnet wurden, ganz allein aus dem Grunde, weil dies Material aus einer ursprünglich schmiedbaren Masse gegossen wurde, und keineswegs wegen des unbedeutenden, dem Gehalte vieler Schweißeisen gleichkommenden Kohlenstoffgehaltes.

Ein solcher Stahl ist „Stahl flüssigen Ursprunges". Doch abseits von solchem Stahl ist der „Blasenstahl", eine andere Materialklasse, Stahl genannt, weil er genug Kohlenstoff besitzt, um bei rascher Abkühlung aus einer Temperatur die über der Transformations-Temperaturzone liegt, gehärtet werden zu können. Vor Erfindung der flüssigen Prozesse war die Härtbarkeit die wesentlichste Eigenschaft des Stahles, und es wäre besser gewesen, wenn es dabei geblieben wäre. Ich habe tatsächlich kräftig daran gearbeitet, dies ins Werk zu setzen, aber der Handelsgebrauch ist für jeden Appell der Vernunft unzugänglich und der Name „Stahl" wurde allen schmiedbaren Erzeugnissen flüssigen Ursprunges beigelegt, unabhängig von der

Digitized by Google

Gegenwart oder Abwesenheit des Kohlenstoffes, und dies so fest, daß man eher, wie ich fürchte, dem Ostwinde sagen könnte, davon abzukommen zu versuchen.

Präsident Snow: Wir haben, wie ich sehe, einen Beschluß in Verbindung mit einer bestimmten Frage über diesen Gegenstand zu fassen. Es ist ein unglücklicher Gedanke, Definitionen und Worte vor dem Forum eines Kongresses diskutieren zu wollen, aber ich will das, worüber wir beschließen sollen, wie folgt zusammenfassen: Wir haben die Definitionen vor uns und es ist die Frage, ob die der Kommission vorgeschlagenen Vorschläge von der Sektion angenommen werden, worauf die Angelegenheit vor den Verband gehen wird.

H. A. S. Cushman: Soll der Gegenstand in Form eines Antrages oder als Erfahrungssache zur Beschlußfassung kommen? Sollte die Sektion nicht die Anträge über diesen Gegenstand jetzt stellen? Habe ich nicht das Recht, einen Antrag zu stellen?

Präsident Snow: Vor der Sektion liegt der Bericht der Kommission zur Annahme oder Ablehnung. Ich weiß nicht, welcher Antrag angemessen sein könnte, da der Bericht als ganzer vor der Sektion liegt.

H. A. S. Cushman: Da ich einen Auftrag habe, möchte ich gerne die Möglichkeit erhalten, einen Antrag bezüglich des in Frage stehenden Gegenstandes vorzubringen.

Präsident Snow: Es besteht ein Antrag für die Sektion.

H. A. S. Cushman: Ich habe keinen formalen Antrag gehört und habe auch nicht seine Unterstützung gehört.

Präsident Snow: Der vom Kommissions-Präsidium zur Verhandlung vorgelegte Gegenstand hat die Form eines Antrages. Er kann ergänzt werden. Wenn Sie einen Zusatzantrag vorzulegen wünschen, bitte ich um Formulierung.

H. A. S. Cushman: Ich schlage als Zusatzantrag vor, daß der Antrag, die Definitionen anzunehmen, nicht zur Abstimmung gebracht werde.

Dieser Antrag wird von R. R. Carnahan unterstützt.

Präsident Snow schreitet zur Abstimmung. Mit „ja" ist für die Annahme, mit „nein" dagegen zu stimmen.

H. Prof. A. Martens: Ich möchte den Antrag Cushmans sehr dringend unterstützen. Es soll hier ein Beschluß über eine Definition von Stahl gefaßt werden. Ich möchte vor einem solchen Beschluß warnen. Wir Deutsche haben, wie schon Prof. Belelubsky erwähnt hat, eine Definition für das Wort Stahl festgelegt. Wir würden es schwer empfin-

Digitized by Google

den, wenn ein Abänderungsbeschluß gefaßt würde. Die Sache ist nicht reif. Es ist besser, wir besprechen sie in diesem Kreise später.

H. Dr. A. Denny: Ich möchte wissen, ob die Definitionen — sie sind englisch gegeben — als internationale angenommen werden und ob sie ins Französische oder Englische übersetzt werden.

Präsident Snow: Die Frage lautet nur dahin, ob die Sektion der Tätigkeit der Kommission zustimmt oder nicht.

H. Prof. M. Howe: Ich glaube, daß die Ablehnung der Arbeit der Kommission eine große Entmutigung für die Weiterarbeit der Verbandskommissionen zur Folge hätte, die unter sehr abschreckenden Bedingungen — die Arbeitsschwierigkeiten der aus Mitgliedern verschiedener Länder mit verschiedenen Umgangssprachen zusammengesetzten Kommissionen sind enorm und waren in diesem besonderen Falle schwer, mühsam und über 6 Jahre dauernd — arbeiten. Die deutschen Kommissionsmitglieder haben bisher keine Einwendungen gegen die Vorschläge der Kommission noch auch gegen deren Definitionen vorgebracht.

H. Prof. A. Martens: Es tut mir außerordentlich leid, daß ich gegen die Arbeit der Kommission Widerspruch erheben muß. Ich erkenne den Fleiß und die Arbeit der Kommission sehr gern an, aber wir können uns im allgemeinen sagen, je länger wir im internationalen Verband arbeiten, desto schwieriger wird unsere Arbeit, desto weniger wird die Kommission zu einer abschließenden Arbeit kommen können, und wir werden immer wieder vor die Frage kommen, daß wir lieber eine Sache hinausschieben, als daß wir übereilte Beschlüsse annehmen. Wir sind durch mehrere übereilte Beschlüsse dahin gekommen, sie wieder umändern zu müssen. Davor möchte ich aber warnen. Wir haben in Deutschland uns darüber geeinigt, und es würde uns schwer werden, wenn Sie hier Beschlüsse fassen, unsere Arbeit wieder umzustoßen. Ich möchte nochmals davor warnen.

Präsident Snow: Der Gegenstand steht auf unserer Tagesordnung, und zwar zum Zwecke einer Beschlußfassung durch die Sektion.

H. Prof. E. Heyn: Wir geben dem Herrn Vorsitzenden dieser Kommission und seinen Mitarbeitern anheim, sich zu überlegen, was es für die deutschen Mitglieder des Verbandes bedeutet, jetzt, nach einer historischen Entwicklung von mehreren Jahrzehnten, wo wir den Ausdruck Flußeisen und Flußstahl in ganz bestimmtem Sinne gebrauchen, plötzlich einen anderen Sprachgebrauch einzuführen. Stellen Sie sich vor, meine Herren, die Sie englisch sprechen, Sie sollten jetzt durch

Digitized by Google

einen Kommissionsbeschluß veranlaßt werden, die Bedeutung Ihrer Begriffe „Iron" und „Steel" plötzlich umzuändern. Was würden Sie sagen? Wir erkennen den wissenschaftlichen Gesichtspunkt an, wir erkennen an, daß die Vorschläge in mühevoller Arbeit zustande gekommen sind, aber sollen wir die historische Entwicklung plötzlich umändern? Bevor eine internationale Vereinbarung möglich ist, würde es doch zunächst ein erwünschtes Ziel sein, innerhalb der einzelnen Nationalitäten zur Übereinstimmung zu kommen. Aber Sie haben gesehen, daß selbst in diesem Lande keine genügende Übereinstimmung besteht. Und wenn etwas erreicht werden soll, so würde es zweckmäßig sein, ähnlich wie es jetzt in diesem Falle gemacht worden ist, daß den zwei Definitionen von „Stahl und Eisen", wie sie in den englischsprechenden Ländern gebraucht werden, auch noch eine dritte Definition hinzugefügt werde, die der bei uns in Deutschland üblichen entspricht. Auf andere Weise wäre wohl jetzt eine Einigung nicht möglich.

H. Prof. M. Howe: Mit Ihrer Erlaubnis, Herr Präsident, will ich meinen Antrag zurückziehen. Die Lage unserer deutschen Freunde kann nicht unberücksichtigt bleiben. Es wäre unverständig, die Definitionen gegen die Wünsche der Deutschen anzunehmen, obgleich die deutschen Kommissionsmitglieder es unterlassen haben, ihre Einwürfe während der Kommissionsarbeiten vorzubringen. Ich ziehe den Antrag zurück und lege den Bericht als nur einen Bericht über die Fortschritte der Kommissionsarbeiten vor.

Präsident Snow: Sind Sie zufriedengestellt, Herr Cushman?

H. A. S. Cushman: Vollkommen.

H. A. Denny: Wir können diesen Gegenstand nicht vorübergehen lassen, ohne Herrn Howe für die vornehme Art, mit der er die Einwürfe behandelt hat, zu danken. Er hat 13 Jahre an dieser Sache gearbeitet und dem Werke sein ganzes Herz gewidmet. Es ist vielleicht etwas hart und von ihm eine außerordentlich vornehme Tat, seinen Antrag zurückzuziehen.

H. A. S. Cushman: Ich schließe mich den Worten Dennys voll und ganz an.

Präsident Snow: Dr. Howe wird sicherlich den Dank der Sektion annehmen für seine Bemühungen und für die Güte, mit der er uns von den sich darbietenden Schwierigkeiten befreit hat.

H. Prof. Belelubsky: Ich will nur sagen, daß für Herrn Howe kein Grund zur Entmutigung vorliegt. Wir hegen größte Wertschätzung

Digitized by Google

für seine Arbeiten. Seine Kommission hatte eine sehr schwierige Aufgabe. Aber es ist seit den Münchener Konferenzen 1884 üblich, daß jedesmal, wenn Gegensätze in den Ansichten der Mitglieder einer Kommission eintraten, diese Kommission ihre Arbeit weiter fortsetzt.

H. Prof. H. M. Howe: Ich beantrage, daß die Kommission aufgelöst werde. Es ist dies auch der Wunsch der hier anwesenden Mitglieder. Die Kommission ist nicht gut zusammengesetzt. Sie stammt aus einer Zeit, wo unsere Maßnahmen bei der Bildung einer Kommission noch nicht so gut waren wie jetzt. Sie ist schwerfällig und ein großer Zahl ihrer Mitglieder ist nicht in der Lage, mitzuarbeiten; wir treten vor Sie mit den Ergebnissen der Arbeit nur eines Teiles der Kommission, was bedauerlich ist, und wir setzen uns selbst Ihrer der Kritik aus, da wir arbeiten mußten, ohne von einer großen Zahl von Mitgliedern etwas zu hören, die gar nicht in der Lage waren, zu antworten.

Ich beantrage im Namen der anwesenden Mitglieder die Kommissionsauflösung.

H. F. W. Harbord: Ich unterstütze den Antrag.

H. Prof. A. Martens: Man kann es Herrn Professor Howe kaum übelnehmen, wenn er diese Meinung hat. Ich würde es aber von Herzen bedauern, wenn die Kommission aufgelöst würde. Ich möchte übrigens bitten, daß Sie nicht annehmen, daß die Deutschen grundsätzlich Opposition machen. Wir haben nach langer Arbeit einen gewissen Abschluß erreicht und können das nicht ohne weiteres aufgeben. Ich möchte also bitten, den Antrag Howe nicht ohne weiteres anzunehmen, sondern dem Vorstand den Auftrag zu erteilen, die Auflösung oder Bildung der Kommission vorzunehmen. Ich glaube, wir werden dann einen befriedigenderen Abschluß finden.

H. Prof. A. Mesnager: Ich schließe mich ganz den Worten des Herrn Martens an und beantrage, daß die Neubildung der Kommission Herrn Professor Howe übertragen werde.

Präsident Snow bemerkt, daß die Sektion die Bildung des Komitees nicht vornehmen kann, da dies Sache des Vorstandes ist.

H. Prof. A. Martens: Nach unserer bisherigen Gewohnheit ist es nicht Sache der Sektion gewesen, eine Kommission einzusetzen oder aufzulösen. Das hat stets der Vorstand getan. Ich möchte bitten, davon nicht abzuweichen. Der Vorstand kann es in viel weniger fühlbarer Manier machen als die Versammlung.

H. Prof. H. M. Howe zieht seinen Antrag zurück. Er wünscht, daß die Frage der Kommissionsauflösung vor die Vorstandssitzung gebracht werde.

Digitized by Google

Präsident Snow: Es ist keine Abstimmung notwendig. Wir wollen zum nächsten Bericht übergehen „Über die Fortschritte der Metallographie seit Beginn des Jahres 1909 bis zum Ende des Jahres 1911" (II_1) von Prof. E. Heyn.

(Der Bericht gibt eine Übersicht der neuen Untersuchungsergebnisse und Anschauungen auf dem Gebiete der Metallographie und bespricht zahlreiche noch nicht geklärte Punkte, insbesondere auf dem Gebiete des Eisens und seiner Legierungen, sowie der Allotropie und Härtungsvorgänge. Eine ausführliche Bibliographie schließt den Bericht.)

H. Prof. E. Heyn legt den Bericht vor.

Präsident Snow eröffnet die Diskussion.

H. Prof. H. M. Howe: Es nimmt nichts von dem großen Wert der Beiträge Prof. Heyns zu unserer Erkenntnis über das Gleichgewichtsdiagramm von Kohlenstoffeisen, wenn ich sage, daß das Doppeldiagramm bereits einige Jahre vor dem Erscheinen seiner bedeutsamen Schrift vom Jahre 1904 von anderen konstruiert und erörtert worden war. Am 9. Februar 1899*) veröffentlichte Roberts-Austen ein Diagramm, welches über Anraten von Le Chatelier in der Erstarrungszone verdoppelt wurde. Am 18. September 1900**) fügte Stansfield die Verdopplung der oberen Grenze der Transformationszone SE hinzu und zeigte dabei genau eine Linie, die jener QN in Prof. Heyns Fig. 1 entsprach, darstellend die Löslichkeit von Kohlenstoff im Austenit, wenn der Bodenkörper aus Graphit besteht und in Ergänzung zu SE die Löslichkeit, wenn der Bodenkörper aus Zementit besteht. Tatsächlich war das berühmte Diagramm Roozebooms vom Jahre 1900 im wesentlichen ein Doppeldiagramm.

Es ist zu hoffen, daß wir von den Professoren Wüst und Goerens ihre Ansichten über die Verdopplung des Diagrammes hören werden. Es ist ganz offensichtlich, daß ersterer die Verdopplung in der Transformationszone für zulässig erklärt. Was die Erstarrungszone anbelangt, so empfängt man den Eindruck, daß sie die Existenz des Doppeldiagrammes wohl nicht leugnen, aber der Ansicht sind, daß unter den allgemein üblichen Bedingungen nur das Zementit-Austenit-Diagramm jenes ist, das jetzt tatsächlich erreicht worden ist. Keiner von beiden möchte, wie es mir scheint, behaupten, daß unter gar keinen möglichen Umständen das Graphit-Austenit-Diagramm erreicht werden könne. Die Frage ist eine schwierige und an späteren Ergebnissen

*) Fünfter Bericht „Alloys Research Com.", Tafel 4 und 5.

**) Journ. Iron and Steel Inst. 1900, II., Seite 319—325.

Digitized by Google

sehen wir, daß Beweise mit der größten Genauigkeit geprüft werden müssen. So z. B. könnte man aus der Tatsache, daß, nachdem Ruff*) geschmolzenes Gußeisen in Eiswasser getaucht hatte, viel vom Kohlenstoff in Graphitform vorgefunden wurde, schließen, daß hier die Entwicklung nach dem Graphitdiagramm erfolgt ist, weil die Zeit zu kurz erscheinen würde, um die von Goerens erwähnte Graphitbildung aus festem Zementit zuzulassen. Doch zeigt ein fast gleichzeitiger Beweis, daß eine derartige Schlußfolgerung unrichtig wäre, und daß auch bei dieser rapiden Abkühlung höchstwahrscheinlich genügend Zeit für die Goerens'sche Grafitbildung vorhanden sein dürfte, denn Hanemann,**) der geschmolzenes Gußeisen noch rascher abkühlte, unterdrückte die Grafitbildung viel vollkommener oder erreichte zumindestens, daß sein Eisen viel mehr Zementit und viel weniger Grafit enthielt. Das berechtigt jedenfalls zu der Auslegung, daß der größere Grafitgehalt bei dem weniger plötzlich abgekühltem Eisen Ruffs der Grafitbildung des festen Zementits zuzuschreiben sei. Mit anderen Worten, so rasch Ruff's Eisen abgekühlt worden war, es war doch Zeit genug vorhanden, damit sein Kohlenstoff sich zuerst als Zementit auskristallisieren und dann in Graphit verwandeln konnte.

Dieses Bild läßt sich allerdings schwer mit dem offensichtlichen Idiomorphismus des Graphits vereinen. Doch kann dieser Idiomorphismus dahin erklärt werden, daß er zeigt, daß die Graphitbildung sublimationsartig, durch Lösung und Rückfällung erfolgt oder er ist auch als ein Beweis dafür aufzufassen, daß solcher Graphit primärer Graphit ist, d. h. also nach dem Graphitdiagramm erfolgt ist. Gegen die letztere Annahme muß wieder der gewöhnliche Idiomorphismus des Graphits geltend gemacht werden, der bei der genau bewiesenen Graphitbildung des Zementits relativ rasch auftritt. Das heißt also, es bestehen umfangreiche Beweise einschließlich jener von Heyn und Bauer, daß der Graphit des grauen Gußeisens sich gewöhnlich nach dem Erstarren, sonach also aus festem Zementit bildet. Aber selbst wenn dieses Erstarren relativ schnell geschieht, wie bei dünnen Graugußgegenständen, ist der Graphit idiomorphisch. Sein Idiomorphismus besagt, daß er sich durch Lösung und Rückfällung gebildet hat. Diese Lösung und Rückfällung vollzieht sich sonach erst durch einen über-

*) Metallurgie 8, Seite 462, 8. Aug. 1911.

**) Stahl und Eisen 31, Seite 333, März 1911.

Digitized by Google

raschend schnellen Prozeß. Wenn man diese überraschende Geschwindigkeit zugibt, ist es nicht so leicht, jene größere Geschwindigkeit in Abrede zu stellen, die erforderlich ist, um den gleichfalls auf Lösung und Rückfällung zurückzuführenden Idiomorphismus des Ruffschen Graphits zu erklären.

Prof. Heyns Kritik der Linie GOS von Goerens und Meyer ist, wie mir scheint, wohl angebracht. Die Methode scheint mir eine sehr täuschende zu sein, und ich fand bei Erprobung derselben etwas, was eine sehr ernste Fehlerquelle darstellen dürfte. Ich arbeite an Experimenten zwecks Bestimmung der Lage dieser Linie, indem ich zuerst ein sehr grobes und leicht erkennbares Ferrit-Netzwerk bilden lasse und dann die Temperatur bestimme, bei welcher eine vollständige Reabsorption dieses Netzwerkes durch Erhitzen eintritt.

Die Ergebnisse von Ruer und Iljen scheinen mir nicht entscheidende zu sein. Es ist richtig, daß ihre Linie, die jener QN von Prof. Heyns Fig. 1 entspricht, schön an der linken Seite der Linie SL von Gutowsky liegt, wenn wir aber die Verhältnisse vergleichen, dann sehen wir nur wenig Gründe für diesen Zwischenraum, weil die Verhältnisse in den beiden Fällen so sehr ähnliche waren. Um deutlicher zu reden, SL soll die Löslichkeit darstellen, wenn Zementit der Bodenkörper ist, und QN, wenn es Graphit ist. Bei den Gutowskyschen Versuchen 42 und 43 scheinen die Bedingungen mit jenen der korrespondierenden von Ruer und Iljen identisch zu sein, mit der Ausnahme, daß der erstere seine Proben mit Tierkohle umgab, während sich die Proben der letzteren in praktisch luftleerem Raum befanden. Beider Proben jedoch enthielten große Mengen inneren Graphites und anscheinend keinen inneren Zementit; deshalb dürfte in beiden Fällen der wichtigste Bodenkörper Graphit und die Kohlenstofflöslichkeit deshalb die gleiche gewesen sein. Man würde sicher erwarten, daß der Einfluß der großen Mengen von innerem Graphit sich durch die ganzen Proben verteilt und den Einfluß der äußeren Kohlenpackung ausgleicht. Ich bin gerade bei einem Versuch, bei welchem gleiche Proben von Graphitgußeisen längere Zeit nebeneinander ganz genau identischen Verhältnissen ausgesetzt werden, mit der einzigen Abweichung, daß die einen mit Tierkohle in gleicher Weise wie bei Gutowsky umgeben werden, die anderen aber nicht.

H. Prof. Heyn teilt nachträglich folgendes mit:

Ich bin Herrn Prof. Howe dankbar für das Interesse, das er meinem Bericht entgegengebracht hat. Es ist mir eine gewisse Genug-

Digitized by Google

tuung, daß Herr Howe die Prioritätsfrage bezüglich des Doppeldiagrammes berührt hat, weil ich daraus schließe, daß die dem Doppeldiagramm in seiner jetzigen Gestalt zugrunde liegende Theorie Anerkennung gefunden hat.

Die geschichtliche Entwicklung des Doppeldiagrammes habe ich in meinem Bericht für den Kopenhagener Kongreß erläutert, so daß ich in dem vorliegenden Bericht weiteres Eingehen darauf entbehren zu können glaubte.

Der Unterschied gegenüber dem Diagramm von Roberts-Austen liegt darin, daß dieser Forscher die durch den unmittelbaren Versuch feststellbare eutektische Linie als dem Graphiteutektikum zugehörig betrachtete und die von Herrn Le Chatelier angedeutete Linie für die Ausscheidung des Zementeutektikums als hypothetisch darunter liegend angab. Diese Annahme mußte folgerichtig Bakhuis-Roozeboom zur Aufstellung seines bekannten Diagrammes führen, in dem angenommen wurde, daß der zuerst ausgeschiedene Graphit nachträglich bei einer bestimmten Temperatur unterhalb der Linie des Graphiteutektikums mit der festen Gammalösung (Austenit) eine Umwandlung zu Zementit durchmache nach der Gleichung

$$\text{Austenit} + \text{Graphit} = \text{Zementit}.$$

Diese Annahme, die die notwendige logische Folgerung aus dem Roberts-Austenschen Diagramm ist, hat sich mit den im Laboratorium und in der Praxis festgestellten Tatsachen als unvereinbar herausgestellt, worüber jetzt ja wohl Einigkeit besteht. (Übrigens war das Roozeboomsche Schaubild kein Doppeldiagramm, wie Prof. Howe irrtümlich meint.)

Im Gegensatz zu Roberts-Austen machte ich 1904 darauf aufmerksam, daß die von diesem Forscher durch den Versuch ermittelte eutektische Linie nicht dem Graphiteutektikum, sondern dem Zementiteutektikum entspricht und daß die Linie des Graphiteutektikums hypothetisch sei und über der durch den Versuch ermittelten Linie liegen müsse. Damit war eine wesentlich andere Grundlage für die Theorie der Eisenkohlenstoff-Legierungen gewonnen und die Notwendigkeit der Annahme Roozebooms über die Umwandlung von Austenit und Graphit in Zementit unterhalb der Erstarrung kam in Wegfall.

Es besteht also zwischen der Auffassung von Roberts-Austen und der, wie sie dem Doppeldiagramm in seiner jetzigen Gestalt zugrunde liegt, ein grundsätzlicher Unterschied.

Digitized by Google

Meine persönliche Verehrung für Roberts-Austen, mit dem ich zu seinen Lebzeiten in freundschaftlichem Gedankenaustausch zu stehen die Ehre hatte und dessen Verdienste um unsere Wissenschaft jedem Fachmann bekannt sind, ist so groß, daß ich einer späteren Änderung der Benennung des Doppeldiagrammes zugunsten von Roberts-Austen mich nicht widersetzen würde, obgleich sie eine Ungerechtigkeit mir gegenüber einschlösse. Im gegenwärtigen Augenblicke würde ich dies aber für sehr unzweckmäßig halten. Das Heyn-Charpysche Doppeldiagramm ist der Ausdruck einer scharf umgrenzten Theorie; es ist gewissermaßen das Feldzeichen in dem Kampfe, den ich seit acht Jahren um diese Theorie geführt habe. Die Änderung seiner Benennung im gegenwärtigen Augenblicke würde die bereits jetzt vorhandene Verwirrung auf dem Gebiete der Theorie der Eisenkohlenstoff-Legierungen noch weiter steigern. Man pflegt die Feldzeichen während des Kampfes nicht zu ändern.

Ich bitte es mir zu verzeihen, daß ich zu einer Personenfrage Stellung nehmen mußte.

Des weiteren ist es mir eine besondere Freude festzustellen, daß die auf Seite 20 meines Berichtes gemachten Bemerkungen über die Arbeiten im Ausschuß 53 infolge des freundlichen Entgegenkommens der Mitglieder dieses Ausschusses und die dadurch seit dem Druck des Berichtes veränderten Verhältnisse hinfällig geworden sind.

Ich würde gern auf die interessanten Bemerkungen des Herrn Prof. Howe noch weiter eingehen. Indessen glaube ich doch davon Abstand nehmen zu sollen, da dies Sache einer mündlichen Erörterung auf dem Kongreß gewesen wäre und diese dadurch unmöglich gemacht worden ist, daß der von mir vorgelegte Bericht auf den Schluß der Sitzungen verlegt wurde, so daß er wegen Zeitmangels nicht mehr zur mündlichen Verhandlung gelangen konnte.

Präsident Snow: Vor Weiterbehandlung der Berichte sind einige Anträge in Vorlage zu bringen. Dr. Moldenke wird sie verlesen.

H. Dr. Moldenke: Die Sektions-Beschlüsse sind vom Resolutions-Komitee erörtert und an die Sektionen zur Behandlung rückgeleitet worden. Sie sollen dann dem Vorstande und morgen der Hauptversammlung vorgelegt werden.

Der erste Antrag, der nach unserer Verhandlung dem Vorstande vorgelegt werden soll, lautet: „Mit Rücksicht auf die vorhandenen Schwierigkeiten in der Vorbereitung internationaler Liefervorschriften für Eisen und Stahl empfiehlt der VI. Kongreß dem Vorstand, daß die

Digitized by Google

nächste Tätigkeit der Kommission 1a und 1b bei der Weiterführung ihrer Arbeiten in der Sammlung und Verbreitung von Mitteilungen über die in den verschiedenen Ländern erfolgten Abänderungen der Liefervorschriften bestehen soll, und daß diese Kommissionen beauftragt werden, ihre Berichte von Zeit zu Zeit dem Vorstande vorzulegen und weitere Instruktionen über ihr Vorgehen bezüglich Vorbereitung internationaler Liefervorschriften entgegenzunehmen." Ferner liegt der Antrag vor, daß die Versammlung gebeten wird, den Abdruck der Vorschläge der Herren Bostwick und Webster, die sie im November 1911 der Kommission 1a über die Frage der internationalen Bedingnisse vorgelegt haben, zugleich mit dem Berichte Dr. Rieppels zu empfehlen. (Die Anträge werden angenommen.)

H. Dr. Moldenke: Der nächste Antrag betrifft die Arbeit der Kommission 26 (Schlagprobe). Er lautet:

Der Kongreß spricht der Kommission 26 seinen Dank aus für ihre hochinteressanten Arbeiten und nimmt ihre Vorschläge an. Da die Wichtigkeit der Kerbschlagprobe für die Prüfung der Eigenschaften der Metalle für besondere Zwecke anerkannt ist, wird die Kommission gebeten, dem nächsten Kongreß bestimmte Vorschläge über folgende Punkte vorzulegen:

Fallhöhe — Gewicht des Ambosses — Meßmethoden — Form der Auflagen der Probestücke — Dimensionen des Kerbes für kleine Probestücke.

Präsident Snow: Die der Weiterleitung des Antrages an den Vorstand zustimmen, wollen mit „ja", die übrigen mit „nein" stimmen. (Der Antrag wird angenommen.)

H. Dr. Moldenke: Der nächste Antrag betrifft die Arbeit der Kupferkommission und lautet:

Es wird einstimmig beschlossen, der Kommission den Dank auszusprechen für den wertvollen Bericht über die Grundsätze zur Aufstellung von Lieferungsbedingungen für Kupfer. Der Ausschuß wird ersucht, seine Arbeiten fortzusetzen, auch die Kupferlegierungen mit in den Bereich der Beratungen zu ziehen und dem nächsten Kongreß einen weiteren Bericht vorzulegen.

Präsident Snow läßt abstimmen. (Angenommen.)

Dr. Moldenke verliest nachstehenden, den Bericht Damour über Gußeisen betreffenden, auf Probestücke bezüglichen Antrag:

Für Gußeisenprüfung wird entsprechend dem Antrage des Berichterstatters ein zylindrischer Probestab empfohlen und das weitere Studium der Frage gewünscht.

Digitized by Google

H. L. S. Robertson: Bezüglich der zylindrischen Probestäbe halte ich es gemäß den Worten des Komitees für richtiger, den Gegenstand zur Weiterbehandlung zu empfehlen. Ich glaube, daß wir in der Sektion über eine einzelne Probestabform nicht beschließen sollten.

H. Dr. Moldenke: Das stimmt mit der Richtung, die in der Arbeit gegeben ist, ganz überein und es ist das beste, die Frage der nochmaligen Überlegung anheimzustellen. Die Kommission ist bereit, die Bezugnahme auf die zylindrischen Probestäbe wegzulassen.

Präsident: Die Frage bleibt der Kommission zum Weiterstudium überlassen, und, sofern sich kein Widerspruch erhebt, erscheint die Sache so geordnet.

Wir wollen zum Bericht der Kommission 53 übergehen: „Nomenklatur der mikroskopischen Bestandteile und der Strukturelemente von Eisen und Stahl" (II_7) von H. M. Howe und A. Sauveur.

(Der Bericht behandelt alle mikroskopischen Gefügebestandteile und Gefügearten, für welche Namen in Gebrauch stehen; er gibt die Definitionen derselben, die auf Grundlagen beruhen, welche jedermann für richtig anerkennt und als Ergänzung hierzu die geläufigen Theorien über Zusammensetzung und Wesen der Bestandteile. Während neue Entdeckungen uns zwingen können, diese Theorie und die Erläuterungen zu ändern, ist dies nicht der Fall bezüglich der Definitionen, da sie auf einer unbestrittenen, durch spätere Entdeckungen nicht beeinflußbaren Eigenschaft beruhen. Da diese Definitionen frei von allen strittigen Punkten sind, sind sie nur eine Angelegenheit der Übereinkunft zu dem Zwecke der Möglichkeit gegenseitiger Verständigung. Wird ein Name in mehr als einem Sinne gebraucht, wird die Beibehaltung nur in einem der Fälle, d. h. mit einer einzigen scharf gefaßten Definition, empfohlen.)

H. Prof. M. Howe: Der Bericht liegt vor Ihnen. Er wurde von der Kommission einstimmig angenommen. Er besteht aus Definitionen und theoretischen Erörterungen. Die letzteren sind als Ansicht ausgesprochen. Ich beantrage mit Zustimmung der Kommission, daß die Definitionen des Berichtes als einheitlich angenommen werden.

Sekretär: Zu dem Antrage liegt nachfolgender schriftlicher Diskussionsbeitrag von F. Robin vor:

H. F. Robin: Die nicht symbolische Benennung erscheint mir nicht so vorteilhaft zu sein, wie es auf den ersten Blick scheint, und zwar selbst nach Ansicht vieler Mineralogen; ich glaube nicht, daß es unmöglich sei, für die künftige Benennung Namen zu finden, die auf die Eigenschaften oder die Zusammensetzung hinweisen, ohne mit der unbeständigen Theorie in Konflikt zu geraten (das Wort „Zementit" und „Ferrit" sind Beispiele hiervon).

Digitized by Google

Ich möchte glauben, daß die von Osmond festgestellten, von Howe und Sauveur in der klassischen Liste (von a bis h) ihres Berichtes entwickelten Gefügebestandteile beizubehalten, die noch wenig gebräuchlichen Namen Ledeburit, Ferronit, Steadit und ähnlich abzuändern und schließlich die Unterscheidungen zwischen Hardenit, Osmondit, Troostosorbit aufzulassen wären; denn auf dem kontinuierlichen Umwandlungswege des Gefüges scheint es mir für die Zahl der Gefügebestandteile, sofern man solche neu einführen will, keine Grenze zu geben. Zur Vereinfachung scheint mir noch die Forderung am Platze, daß die drei von Osmond stammenden Benennungen, die bereits bei Aluminiumbronzen benützt werden, allgemein für den durch Abschrecken entstehenden metastabilen nadeligen Aufbau Anwendung finden.

(Der Antrag Howe wird unterstützt und angenommen.)

Präsident Snow: Es gelangt jetzt der Bericht: „Einheitliche Vergrößerungen für Mikrophotographien" (II_{18}) von M. T. Lothrop und C. R. Bulley zur Behandlung.

(Der Bericht weist auf die Schwierigkeiten hin, die in der Beurteilung mikrographischer Aufnahmen durch Ungleichheit des Maßstabes erwachsen. Die Notwendigkeit eines einheitlichen Vergrößerungsmaßes ist zweifellos. Der Bericht erörtert die Gründe, die für die Wahl eines solchen maßgebend erscheinen.)

Präsident Snow: Es liegt ein schriftlicher Beitrag von K. W. Zimmerscheid vor, den Herr Dr. Moldenke verlesen wird.

H. K. W. Zimmerschied: Ich glaube, daß der vorliegende Artikel jetzt gerade zur rechten Zeit kommt. Eine derartige Bewegung hätte schon viel früher einsetzen sollen. Es ist heute, wo soviel über die nichtmetallischen Unreinigkeiten, über die Kornbeschaffenheit etc. veröffentlicht wird, um so notwendiger, eine klare Vorstellung von dem wirklichen Aussehen der durch die Mikrographie zu unserer Kenntnis gelangten Teilchen zu bekommen. Ich habe durch einige Jahre in erster Linie hundert- und tausendfache Vergrößerungen viel mehr als andere angewendet, bin aber auf Fälle gekommen, wo 25-, 50-, 100-, 250- und 500fache Vergrößerungen auch sehr wünschenswert waren. Einige Bilder wurden auch bei 1500- und 2000facher Vergrößerung ausgeführt. Diese Vergrößerungsskala hat mancherlei Vorteile:

a) Diese Vergrößerungsreihe ist regelmäßig, es verdoppelt sich jedesmal, ausgenommen bei dem Sprung von 100 auf 250.

b) Die Vergrößerungen wurden durch Verwendung gewöhnlicher Linsen und mit gewöhnlichen Auszuglängen der Balgkammer, wie aus folgender Tabelle ersichtlich, gewonnen:

Digitized by Google

Vergrößerung	Objektiv	Okular	Auszuglänge
25	48 mm	2 Zoll	52 cm
50	32 „	2 „	52 „
100	16 „	2 „	47 „
250	8 „	2 „	59 „
500	4 „	2 „	57 „
1000	1,9 „	2 „	52 „

Es ist bemerkenswert, daß jede Vergrößerung derart mit einem anderen Objektiv gewonnen wurde, so daß ein tatsächlicher Unterschied bei der Erläuterung von Fall zu Fall, aber nicht eine bloße Vergrößerung oder Verkleinerung des gegebenen Bildes stattfindet.

Präsident Snow: Mit Rücksicht auf die vorgerückte Stunde und den Umstand, daß viele Mitglieder dieser Sektion zu Vorstandssitzungen abberufen wurden, werden die Schlußfolgerungen aller jener in den ‚Mitteilungen' erschienenen Berichte, die auf dem Programm der Sitzung stehen, aber nicht mehr vorgelegt werden können, hiermit zur Kenntnis genommen.

Hierauf wird die Sitzung geschlossen.

Es sind dies folgende Berichte:

„Die Nützlichkeit einer metallographischen Nomenklatur" (II_8) von F. Robin.

(In diesem Berichte wird eine neue auf symbolische Zeichen aufgebaute, an Stelle der jetzt gebräuchlichen eine Reihe von Eigennamen umfassende Nomenklatur angeregt.)

„Mikrographische Studien" (II_{11}). Von der Prüfungsstation für Metalle der Paris—Lyon—Méditerranée-Bahn.

(Der Bericht behandelt 1. die Schnellbestimmung des Arsens im roten Kupfer durch mikrographische Beobachtung. 2. Die Kohlung, die an den Rändern von Blechen und Schmiedestücken durch Abschneiden mittels der Sauerstoff-Azetylenflamme entsteht. 3. Die Kalthärtung, die durch Bohr- oder Dreharbeit erfolgt und die sich durch zwischen Nadeln zerstreuten Ferrit kennzeichnet. 4. Das Wiedererkennen der Beigabe von Stahlguß in Schmiedeeisenpacketen.)

Zu diesem Berichte sind die folgenden schriftlichen Diskussionsbeiträge von E. B. Wolff und F. Robin eingelangt.

H. E. B. Wolff: Ich verstehe nicht, wie die Ränder der durch Sauerstoff abgeschnittenen Bleche gekohlt sein können. Bei meinen Untersuchungen fand ich wohl immer, daß der Rand sich mehr oder weniger (abhängig von der Dicke des Bleches) geändert hatte; er zeigte eine Struktur wie die eines ziemlich schnellgekühlten Stahles (Kohlenstoff teilweise im Ferrit gelöst), jedoch schnell ins unveränderte Metall

Digitized by Google

übergehend. In einigen Fällen fand ich unregelmäßig im Metall liegende schwarze Stückchen, wahrscheinlich aus Eisenoxyd bestehend. Daß man die Struktur von schnellgekühltem Stahl findet, ist begreiflich, da der bis zum Schmelzen erhitzte Rand sehr schnell gekühlt wird und die Wärme sofort nach dem kälteren Teile des Bleches abfließt. Auch nach Ausglühen war aber niemals eine Kohlung zu sehen. Da beim Schneiden des Bleches mit Sauerstoff nur die Oberfläche von der Azetylenflamme berührt wird und das Schneiden selbst durch einen dünnen, aber starken Stahl reinen Sauerstoff ergibt, ist Kohlung auch unmöglich.

Selbst bei dem Schmelzen des Eisens im Oxyazetylenverfahren bei Laschungen konnte nur in einigen sehr wenigen Fällen Kohlung nachgewiesen werden.

Es gelangt folgender schriftlicher Beitrag zur Verlesung:

H. F. Robin: Die Bemerkungen über Härtung von Gewindebohrern im Berichte der P.-L.-M.-Bahn sind von hohem Interesse. In der gehärteten und daher brüchigen Zone machen die verhältnismäßig scharfen Einschnitte der Schraubenlinie das Stück zur Bildung von Rissen besonders disponiert, welche Risse sich im Betriebe erweitern und den Bruch herbeiführen. (Die Risse haben vielleicht einige Ähnlichkeit mit jenen, die sich bei gehärteten Schienen bilden.) Gleichwohl zeigt das in den Abbildungen 1 und 3 dargestellte Kleingefüge auf den ersten Blick nicht den Charakter der Kalthärtung. Der Ferrit wäre nach Angabe der Autoren in feinen Spitzen zerstreut; wir glauben nicht, daß der Ferrit bei niederer Temperatur etwas anderes tun kann, als sich deformieren und daß er sich nach der notwendigen plötzlichen Lösung des Perlits in feinen, geradlinigen Lamellen längs der Spaltflächen der Gefügekörner, wie dies die Figuren 1 und 3 anzugeben scheinen, ausscheidet. Die letztgenannte Abbildung scheint an einer isolierten Stelle deutlich das Widmanstättensche Gefüge, das für ein rohgegossenes oder sehr langsam ausgeglühtes Metall charakteristisch ist, zu zeigen. Der Gewindebohrer könnte zweifellos das Metall erwärmen und örtlich die gleiche Wirkung erzielen, wie dies auf Schienen der Fall ist, aber es ist doch merkwürdig, daß sich diese Wirkung so weit zu erstrecken vermag, wie man dies auf Grund der Photographien 1 und 3 voraussetzen könnte.

„Die Umwandlung des Eisens unterhalb 700°" von F. Robin (II_5).

(Klangversuche bei Legierungen im warmen Zustande haben bei Eisen zwischen 100° und 250° Sondererscheinungen zutage gefördert, die sich nicht mehr

Digitized by Google

als Wirkung des Kaltreckens erklären lassen. Der Autor tritt für die Hypothese einer allotropen Modifikation ein und gibt, um das Studium der Frage anzuregen, eine bibliographische Zusammenstellung der bisher darüber angestellten Versuche.)

„Die Lebensgeschichte des voreutektoidischen Zementites" von H. M. Howe und H. A. G. Levy. (II_4.)

(Der Bericht zeigt die Entwicklung des voreutektoidischen Zementites zweier übereutektoidischer Kohlenstoffstähle, deren durch Erwärmung und rasche Abkühlung festgehaltenen Zustände studiert wurden und folgendes ergaben:

Die Koagulierung des voreutektoidischen Zementites zu Massen, die bei mäßiger Vergrößerung sichtbar sind, erfolgt sehr langsam.

In dem Maße, wie mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt die Menge dieses Zementites reihenweise zunimmt, wird die Koagulierung beschleunigt.

Der innere voreutektoidische Zementit koaguliert langsamer zu Sichtbarkeit als der des Netzwerkes.

Im Laufe dieser Koagulierung nimmt die Menge des sichtbaren inneren Zementites bis zu einem Maximum zu und nimmt dann wieder ab.

Diese Abnahme rührt von der Überführung des inneren Zementites in den Netzwerk-Zementit, wahrscheinlich hauptsächlich durch Lösung und Wiederabscheidung, her.

In gewissen Fällen ist die Menge des inneren Zementites sichtlich unverhältnismäßig größer, als die, die unsere Theorie fordert. Dies beruht auf Täuschung.

Die Hauptmenge des inneren Zementites ist wahrscheinlich in Spaltflächen des Austenits verteilt, in dem er geboren ist, und gibt die Lage dieser Spaltflächen selbst dann noch an, wenn der Austenit umgewandelt ist.

Es bestehen weitgehende Vermutungen, daß viele Nadeln, die von einem Netzwerk aus in das Innere der Körner schießen, nicht die Austenitspaltflächen, sondern die Orientierung der kleinen Kristalle anzeigen, welche in ihrer Gesamtheit das Netzwerk wie ein Dendrit aufbauen.)

Zu diesem Berichte sind noch folgende Bemerkungen von H. M. Howe angelangt,

H. Prof. H. M. Howe: Die zu Punkt 10 unseres Artikels geäußerte Meinung, daß der offensichtliche Überschuß von voreutektoidischem Zementit in den Figuren C und D der Reihe 2 auf Tafel I und D der Reihe 4 auf Tafel II über 9% theoretisch einer optischen Illusion zuzuschreiben war, wurde durch die hier wiedergegebene Prüfung der Fig. 5 und 6 erhärtet. Fig. 6 zeigt in größerem Maßstab einen Teil des Feldes von Fig. 5 am Durchschnittspunkt der Randpfeile a. Wiewohl

---

Fußnote a. Fig. 6 zeigt das Spiegelbild von einem Teil von Fig. 5, d. h. es zeigt rechts für links. Ungefähr 2 mm unter dem Punkt des Pfeilkopfes, der schwarz in Fig. 5 eingezeichnet ist, kann man in der Richtung A 45° S den weißen Pfeilkopf wahrnehmen, der in Fig. 6 ungefähr unter W 20° S gerichtet ist und unmittelbar unter diesem weißen Pfeilkopf kann man in jeder Figur den Schnitt von drei deutlichen weißen Linien sehen.

Digitized by Google

Fig. 5. ×42

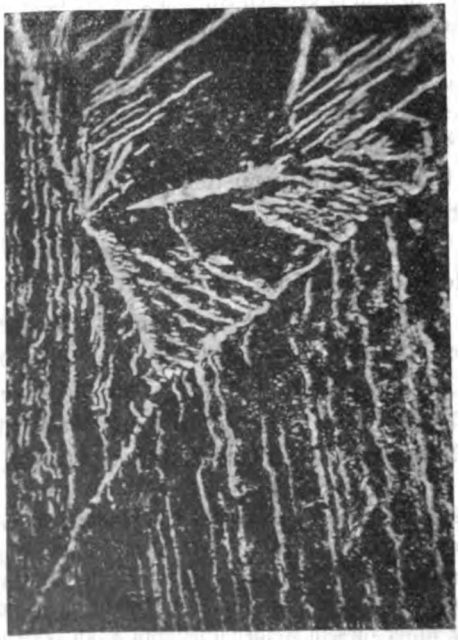


Fig. 6. × 500.

Digitized by Google

bei einzelnen Teilen von Fig. 6 anscheinend mehr als 9% Zementit vorhanden sind und manche meinen könnten, daß dies für das ganze Feld zutrifft, so steht doch fest, daß die anscheinende Menge von Zementit unvergleichlich weniger ist, als bei der kleineren Vergrößerung von Fig. 5. Das deutet zumindest sehr darauf hin, daß bei einer noch stärkeren Vergrößerung der anscheinende Überschuß sich noch mehr verringern, vielleicht sogar ganz verschwinden würde.

Fig. 7. × 500.

Auch eine der breiten lichten Linien nächst dem Mittelpunkt von Fig. D, Reihe 4, Tafel II, scheint in der stärkeren Vergrößerung in Fig. 7 viel von ihrer weißen Fläche einer engen Vermischung des Perlits mit voreutektoidischem Zementit zu verdanken oder — wie es manche lieber nennen — einer Perlitanreicherung des Zementits.

Antrag bezüglich der Funkenprobe (XXX_2) von M. Bermann.

(Der Autor beantragt mit Rücksicht auf die Möglichkeit, durch Vergleich der Funkenbilder mit jenen von Normalstäben den Gehalt an C, Si und Mn mit ziemlicher Genauigkeit zu bestimmen, das Studium der Funkenprobe in die Aufgabenliste des Verbandes aufzunehmen.)

Digitized by Google

Zu diesem Antrag ist nachstehender Beitrag von Prof. Dr. C. Zielinski eingelangt.

H. Prof. Dr. C. Zielinski: Ich habe mich durch meine eigene Erfahrung überzeugt, daß man ohne größere Übung sowohl die Stahl- und Eisengattungen mit Sicherheit erkennen kann, wie auch den Kohlenstoff der Karbonstähle durch Vergleich der Funkenbildung des Probestahles mit denen der Normalstäbe mit annähernd gleicher Zusammensetzung, mit verblüffender Genauigkeit bestimmen. Auf Grund dieser Erfahrung habe ich die Funkenprobe dem Rahmen meiner Vorträge über Eisenbahnbau einbezogen, dieselbe mit Hilfe einer kleinen elektrischen Schleifmaschine demonstriert und diese meinen Hörern zur Übung und praktischen Anwendung zur Verfügung gestellt und bald sehr schöne Erfolge zu verzeichnen gehabt. In sehr kurzer Zeit konnten meine Hörer die einzelnen Glieder einer genau analysierten Reihe von Musterstählen laut ihrem Kohlenstoffgehalt genau einreichen.

Die Einbeziehung der Funkenprobe in den Rahmen meiner Vorträge bezweckt, meinen Hörern zu ermöglichen, in ihren späteren Beruf das Material der Steinbohrer und anderer Werkzeuge, die bei Tunnelbau und Steinbruchbetrieb von Wichtigkeit sind, beurteilen zu können und mittels Normalmuster bei der Übernahme zu erkennen.

Ich befürworte daher die Annahme des Bermannschen Antrages.

Präsident Snow vertagt hierauf die Sitzung.

Im Anschlusse an die Sektionsverhandlungen wurden die folgenden Vorträge gehalten:

Innere Kräfte

von Prof. A. Mesnager (Auszug).

Wenn man auf eine Glasplatte parallel zu ihren seitlichen Begrenzungsebenen Kräfte einwirken läßt, und senkrecht zu diesen in jedem Punkt polarisierte Strahlen einfallen läßt, so läßt sie erstens zwei zu den Hauptspannungen parallele Schwingungen durch und ermöglicht so die Bestimmung der Hauptspannungsrichtungen; zweitens gestattet die Phasendifferenz (der Gangunterschied) dieser beiden Schwingungen, die Differenz der Hauptspannungen an Hand der Wertheimschen Bestimmungen zu berechnen und es führt drittens die Dickenänderung (Querdehnung) zur Kenntnis der Summe dieser Spannungen.

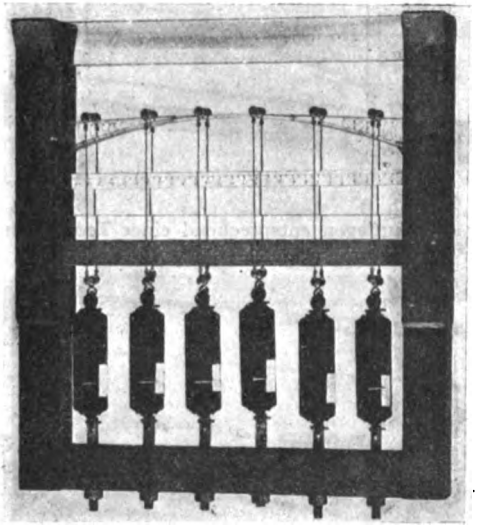
Am Rand der Stücke ist die an dritter Stelle genannte Messung nicht erforderlich, da die zum Rande senkrechte Hauptspannung Null ist.

Digitized by Google

Andererseits ist bekannt, daß die elastischen Spannungen beim zweidimensionalen (ebenen) Spannungszustand von einer Differenzialgleichung abhängen, die die Elastizitätskoeffizienten nicht enthält. Wenn also die Grenzbedingungen nicht von den Elastizitätskoeffizienten abhängen, dann ist die Auflösung von diesen ganz unabhängig.

Die Verteilung der Spannungen im Glas ist also identisch mit jener in irgendeinem anderen Material.

Bisher hat man diese Verfahren nur beim Studium von Stücken einfacher Form angewendet. Ich habe mich derselben bedient, ins-

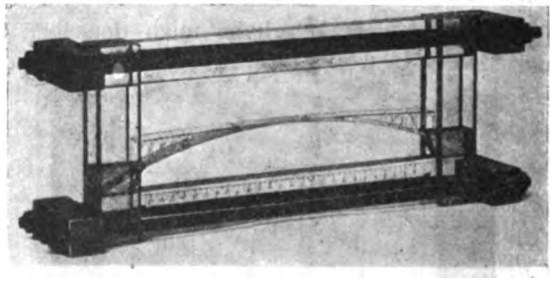


Modell unter vertikalen Belastungen.

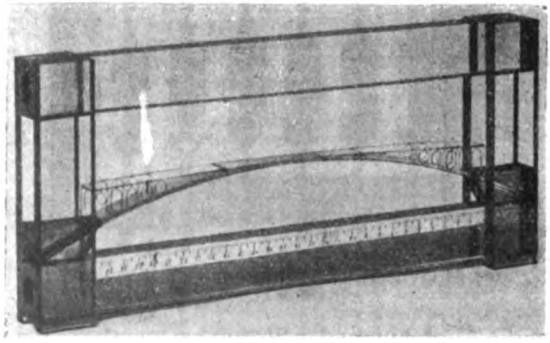
besondere um die Ausdehnung der Störungen zu erforschen, die durch die Konzentrierung der Belastungen an einer Stelle hervorgerufen werden, ferner um die Formeln von Bresse über eingespannte Bögen zu prüfen, indem ich den Bogen in einem breiten Rahmen des gleichen Materials fixierte, der an zwei Punkten auf einer horizontalen Ebene aufruhte, etc. Die vertikalen Belastungen des Bogens und die Auflagerreaktionen am äußeren Rand des Rahmens waren unabhängig von den Elastizitätskoeffizienten. Soweit mir bekannt ist, wurde jedoch dieses Verfahren beim Studium komplizierter Konstruktionen noch nicht angewendet. Dies hauptsächlich angesichts der Schwierigkeiten der Modellherstellung. Wenn man die Glasstücke ausschneiden und ausschleifen will, um wie bei I-Trägern verschiedene Dicken zu erhalten,

Digitized by Google

so begegnet man großen Schwierigkeiten, weil einerseits die Kosten dieser Arbeit sehr hohe sind, andererseits das Ausglühen niemals alle inneren Spannungen zu beseitigen vermag und die Entfernung eines Teiles der Stücke das Gleichgewicht stört und bedeutende, recht unangenehme Spannungen hervorruft. Es ist nahezu unmöglich, ausgenommene Stücke herzustellen, die beispielsweise sich der Form der Pylonen nähern, die man doch ständig zu untersuchen hat.



Näherung der Auflagen entsprechend einer Temperaturerhöhung.



Gesamtansicht des Glasmodelles.

Wenn man versucht, die Glasstücke untereinander zu verschweißen, begegnet man den gleichen Schwierigkeiten. Man kann trotz allen Vorsichtsmaßregeln bedeutenden Härtungswirkungen nicht vorbeugen. Man kann diese auch durch Glühen nicht beseitigen, ohne Gefahr zu laufen, daß die teueren Modelle aus der Form kommen.

Es ist mir gelungen, ganz ausgezeichnete Resultate zu erzielen, indem ich einfach mit kalt gelöster Gelatine die aus sorgfältig geglühten Spiegelglastafeln geschnittenen Glasstücke zusammenklebte. Das Klebemittel ist ganz durchsichtig und stört nicht die Beobachtungen, es

Digitized by Google

liefert, sobald es trocken ist, eine tangentiale Haftfestigkeit von ungefähr 0·5 kg/mm², was im allgemeinen genügt. Man baut das Modell liegend zusammen und läßt es in dieser Lage trocknen, wodurch man innere Spannungen nahezu vollständig vermeidet. Bei den Versuchen fallen die verbleibenden geringen Spannungen heraus, da man mit den Differenzen zwischen den Messungen am unbelasteten und am belasteten Modell arbeitet.

Derart wird es möglich, experimentell jene Annäherungsmethoden zu kontrollieren, die man verwenden kann, um den festen Zusammenhang der Tragfläche und des Bogens von Bogenbrücken in Rechnung zu ziehen. Die genaue Berechnung ist zu kompliziert und man vernachlässigte bisher im allgemeinen bei den Berechnungen alles, was nicht den Bogen selbst betraf; infolge dieses festen Zusammenhanges aber erfahren die Resultate ganz wesentliche Veränderungen. Mit grob angenäherten Resultaten konnte man sich zufriedengeben, so lange man kleine Objekte konstruierte, bei welchen die Materialersparnis nur eine untergeordnete Rolle spielte. Heute aber, bei den enormen Größenverhältnissen der Konstruktionen ist es unerläßlich, die Frage näher ins Auge zu fassen.

Für das Projekt einer eingespannten Bogenbrücke mit 97 m Spannweite und teilweise mit dem Bogen fest verbundener Tragfläche, habe ich ein Modell im Maßstab von 3 mm per Meter anfertigen lassen. Die Abmessungen wurden auf Zehntel-Millimeter genau nach der Ausführungszeichnung bestimmt. Ich habe die Querschnitte mittels geeigneter Ähnlichkeitsformeln auf Rechtecke zurückgeführt. Es war mir möglich 1. jene Punkte zu bestimmen, wo die größten Spannungen entstehen; 2. die ungünstigsten Belastungskombinationen aufzustellen; 3. den Wert der größten Zug- und Druckspannungen zu erhalten.

Die Resultate, die ich einerseits durch Addition der Wirkungen von Teilbelastungen und andererseits durch direkte Anwendung der ungünstigsten Gesamtbelastung erhielt, haben nur eine Abweichung von weniger als 1% bei den größten Zug- und Druckspannungen ergeben.

Die Kosten des Modells haben ein Tausendstel der Kosten des ganzen Objektes nicht erreicht.

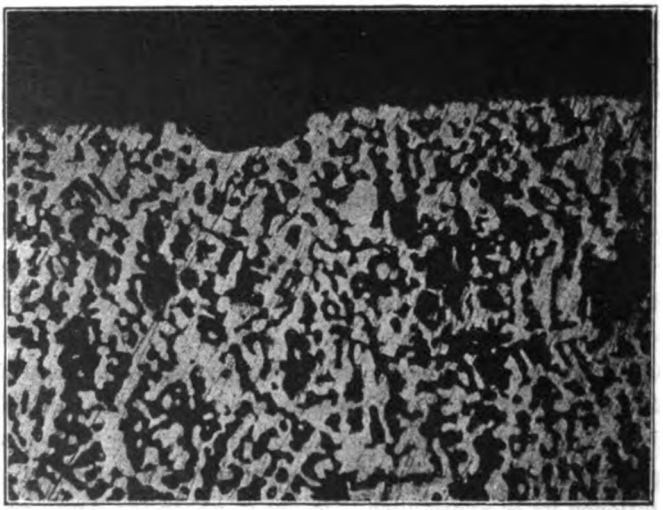
Poröse Metalle

Vortrag von Prof. A. Mesnager.

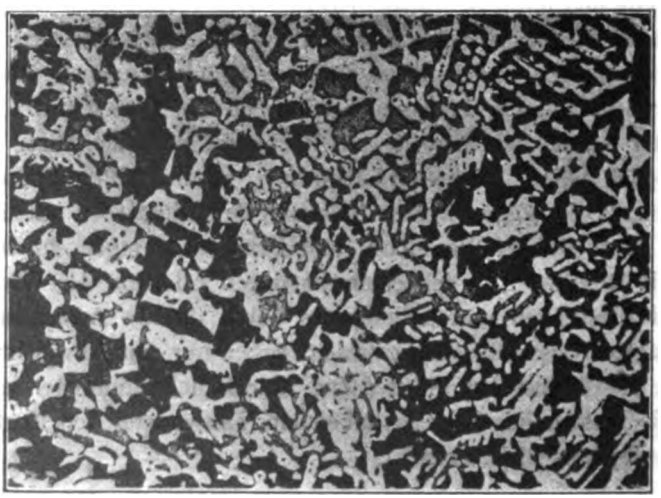
H. Prof. Hannover, Direktor der kgl. technischen Hochschule in Kopenhagen, der zu seinem Bedauern verhindert ist, an den Arbeiten des Kongresses persönlich teilzunehmen, hat mich ersucht, Ihnen seine

Digitized by Google

höchst merkwürdige und interessante Erfindung, betreffend die Erzeugung poröser Metalle, zur Kenntnis zu bringen. Die Mehrzahl von Ihnen



40fache Vergrößerung einer porösen Bleiplatte.

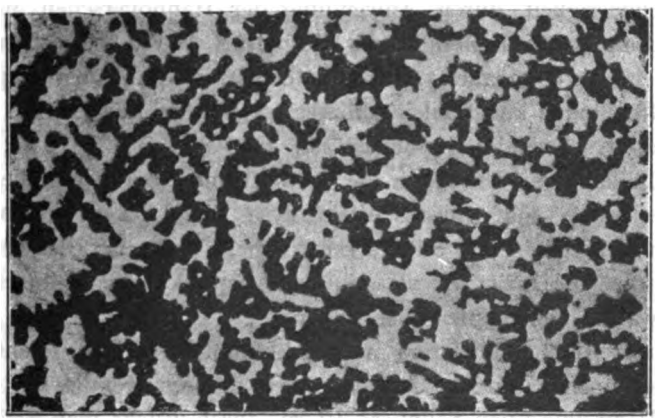


40fache Vergrößerung einer porösen Antimonplatte, wovon die eutektische Legierung nicht ganz ausgeschleudert ist.

wird davon schon durch die wissenschaftlichen Veröffentlichungen Kenntnis besitzen, wenige aber dürften davon schon Beispiele gesehen haben.

Digitized by Google

Ich möchte den Vorgang ins Gedächtnis zurückrufen. Es ist bekannt, daß die Legierungen zweier Metalle bei ihrem Erkalten, wenn sie eutektische Zusammensetzung besitzen, bei einer bestimmten Temperatur auf einmal fest werden; das ist aber ein Ausnahmsfall. In allen Fällen, wo das Verhältnis des einen der beiden Teile ein größeres ist, beginnt dieses bei einer höheren als der vorhergehenden Temperatur sich abzusetzen und die Lösung wird immer schwächer, bis sie bei der eutektischen Zusammensetzung anlangt. Zwischen der eutektischen Temperatur und der Temperatur des vollständigeu Schmelzens kann man von einer gegossenen Platte durch Zentrifugation gegen eine



40fache Vergrößerung einer porösen Zinnplatte.

widerstandsfähige, aber durchlässige Scheidewand, z. B. metallische Leinwand, den größten Teil des in Lösung befindlichen Materiales entfernen.

Es bleibt dann im Apparat eine feste, aus einem Kristallgemenge bestehende Masse. Sie hat das Aussehen eines Metalles, man erkennt aber bei der mikroskopischen Untersuchung seine Struktur und die durch das Hinausschleudern des flüssigen Metalles entstandenen Lücken.

Ich lege Ihnen eine Anzahl von Täfelchen vor, die mir Herr Hannover gesendet hat, um sie Ihnen zu zeigen, und zwar:

1. ein poröses Zinntäfelchen (aus einer Blei- und Zinnlegierung durch Zentrifugation gewonnen),

2. ein poröses Antimontäfelchen, (aus einer Antimon- und Bleilegierung),

Digitized by Google

3. zwei poröse Bleitäfelchen (aus einer Blei- und Antimonlegierung wie oben gewonnen),

4. ein Täfelchen einer Blei- und Antimonlegierung, die noch nicht zentrifugiert worden war.

Wenn wir auf diesen porösen Täfelchen mittels Wachs ein Glasröhrchen mit Trichter befestigen, werden wir wahrnehmen, wie das Wasser hindurchgeht. (Der Versuch wird gemacht.)

Die Abbildungen zeigen drei von Prof. Henry Le Chatelier freundlichst aufgenommene Mikrophotographien.

Das Versehen mit Rippen und Löchern gestattet nur schwer, die Oberfläche einer Bleiplatte zu verzehnfachen; man kann sie ohne Schwierigkeit durch Anwendung der Hannoverschen Methode der Bildung porösen Metalles im Verhältnis 1 : 130 vergrößern; auf diese Weise ist es möglich, Akkumulatorplatten von großer Kapazität zu erhalten, ohne zu Oxydeinschlüssen greifen zu müssen, bei denen ein Ablösen schwer zu vermeiden ist.

Man kann auf Umwegen die schwer schmelzbaren Metalle porös herstellen. Man füllt mittels Elektrolyse die Lücken des porösen Bleies mit Kupfer oder Silber, zentrifugiert dann das Blei bei einer Temperatur, die höher ist als sein Schmelzpunkt; es bleibt sodann ein Schwamm aus Kupfer oder Silber.

Außer der Fabrikation von Akkumulatorplatten, sieht Herr Hannover noch zahlreiche Anwendungen poröser Metalle vor, z. B. für die Herstellung von Schmierpölstern, durch welche man Schmieröl durchdringen läßt, für die Erzeugung von mit Harz imprägnierten Stäben aus Zinn zum Löten, zum Filtern, als Katalysatoren etc.

Diese wenigen Angaben werden, wie ich hoffe, hinreichen, um bei Ihnen eine Würdigung für das große Interesse der Arbeiten unseres hervorragenden Kollegen wachzurufen und es gleichzeitig lebhaft zu bedauern, deren Darlegung nicht von ihm selbst haben hören zu können.

Seinem Wunsche entsprechend, gestatte ich mir hiermit unserem verehrten Präsidenten, Herrn Prof. H. M. Howe, die hier vorgeführten porösen Täfelchen für die Sammlungen der Columbia University zu überreichen.

Digitized by Google

NAMENREGISTER.

Abschnitt I und II.

Die fettgedruckten Ziffern (**4**) bezeichnen die Nummern der „Mitteilungen".
Die römischen Ziffern (III_2) bezeichnen den betreffenden Bericht.
A, B, C beziehen sich auf das Protokoll der betreffenden Section.

Adamson E.
Diskussion A, p. 104.

Addicks L.
Diskussion A, p. 120.

Aiken Th. B.
Diskussion C, p. 31.

Albrecht M.
Über Ölprüfung (**13**) XXI_3.
Antrag auf Auflösung der Ölkommission (**13**) XXX_4.
Diskussion C, p. 55, 60.

Anstett F. und Labordère P. (siehe Labordère P. und Anstett F.).

Antisell F. L.
Diskussion A, p. 120.

Bamber K. G.
Diskussion B, p. 58.

Barrier E. A.
Diskussion C, p. 42, 67, 73.

Basset W. H.
Diskussion A, p. 120.

Bates P. H.
Diskussion B, p. 26, 105.

Baucke H.
Über einige neue mikrographische Beobachtungen beim Kupfer (**11**) II_{14}.
Über den Angriff beanspruchter Metalle durch Elektrolyte (**13**) II_{20}.
Über das Verhalten des Kupfers bei der Kerbschlagbiegeprobe (**9**) IV_9.
Diskussion A, p. 36, 127, 134.

Belaiew N.
Diskussion A, p. 128, 133.

Belanger Ch.
Diskussion A, p. 11, 52.

Belelubsky N.
II. Vollversammlung, p. 6, 8.
Diskussion A, p. 5, 75, 163, 167, B, p. 56, 71, 83, 85, 88, C, p. 6.

Benedicks K.
Über die elektrische Zerstäubung der Metalle und ihre Anwendungsmöglichkeit für Prüfungszwecke (**10**) II_9.
Diskussion (siehe Berichtigungen).

Digitized by Google

Bermann M.
Das Wesen des Schweißens von Stahlgattungen und ihre praktische Anwendung (**11**) $VIII_2$.
Das Wesen des autogenen Schweißens von Stahl- und Eisengattungen und ihre praktische Anwendung (**11**) $VIII_3$.
Antrag bezüglich der Funkenprobe (**13**) XXX_2.
Diskussion A, p. 135, 139, 181.

Bied J.
Über die Prüfung der hydraulischen Bindemittel (**9**) XIV_4.
Die Porosität der Mörtel (**10**) $XVII_6$.
Über verschiedene chemische Erscheinungen, welche bei technischen Untersuchungen beobachtet worden sind (**9**) $XVIII_1$.
Diskussion B, p. 26, 33, 89.

Bienfait L.
Zweite Vollversammlung, p. 2.

Bixby W. H.
Begrüßungsrede, I. Vollversammlung, p. 2.
Diskussion A, p. 43.

Blocq van Kuffeler V. J. P. de.
Über die Einwirkung von Meerwasser auf Eisenbeton (**10**) $XVII_3$.
Diskussion B, p. 81.

Blount B.
Beschleunigte Raumbeständigkeitsprobe des Zements nach Le Chatelier (**9**) XIV_1.
Diskussion B, p. 30, 47, 50, 55, 59.

Boudouard O.
Ermüdung der Metalle (**8**) V_3.
Elektrische Widerstandsfähigkeit der Spezialstähle (**10**) IX_6.
Diskussion A, p. 69, 114.

Bostwick W. A.
Diskussion A, p. 46.

Bregowsky J. M. (und Spring L. W.)
Einfluß hoher Temperaturen auf die physikalischen Eigenschaften einiger Legierungen (**13**) VII_1.
Diskussion A, p. 127.

Broniewski W.
Beziehungen zwischen dem Gefüge und den elektrischen Eigenschaften der Legierungen (**9**) IX_3.
Diskussion A, p. 119.

Brunner E. und Schüle F. (siehe Schüle F. und Brunner E.).

Bulley C. R. und Lothrop M. T. (siehe Lothrop M. T. und Bulley C. R.).

Burchhartz H. und Stock B.
Prüfungsverfahren für Straßenbaumaterial in Deutschland (**13**) $XXVI_{1a}$.
Diskussion C, p 56.

Burrows Ch. W.
Die magnetischen und elektrischen Eigenschaften der Materialien in Beziehung zu ihrer mechanischen Prüfung (**8**) IX_1.
Diskussion A, p. 65.

Digitized by Google

Camerman E.
Versuche mit Zylinderölen für überhitzten Dampf (**10**) XXI_1.
Belgien (**13**) $XXVI_{1c}$.
Diskussion C, p. 9, 14, 15, 44, 45, 47, 48, 49, 50, 53, 60, 84, 86.

Campbell W. (und Glassford J.).
Die Konstitution des Gußeisens und die Wirkungen überhitzten Dampfes auf Gußeisen (**13**) II_{19}.
Diskussion A, p. 42, 95, 97.

Candlot E.
Das Anwachsen der Festigkeit von Zementmörteln (**10**) $XIII_3$.
Diskussion B, p. 5.

Capp J. A. (und Lawson F. R.) (siehe Lawson F. R. und Capp J. A.).

Cellerier F.
Diskussion C, p. 10, 16, 36, 44, 56, 61, 70, 106, 107, 109, 110.

Chapman Cl. M.
Versuche für Beton (**11**) XX_3.
Diskussion B, p. 88, 89, 92, 105, C, p. 94, 108.

Charpy G.
Bericht über die Frage der Schlagproben und die Arbeiten der Kommission Nr. 26 (**9**) IV_1. Ergänzte Anträge der Kommission Nr 26 (**13**) IV_1
Diskussion A, p. 34.

Clamer G. H.
Diskussion A, p. 117, 120.

Cline McGarvey.
Untersuchung der amerikanischen Forstverwaltung an einheimischen Hölzern, besonders hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften (**13**) $XXIII_5$.
Diskussion C, p. 17.

Coker E. G.
Die Spannungsverteilung im kleinsten Querschnitt eines Zugprobekörpers aus Zement (**10**) $XXVIII_4$.
Diskussion B, p. 12.

Conradson P. H.
Diskussion C, p. 50, 54.

Corse W. M.
Diskussion A, p. 120.

Cremer Tr.
Diskussion A, p. 119.

Cushman A. S.
Anstriche für Metallteile (**10**) $XXIV_1$.
Diskussion A, p. 158, 162, 163 167, C, p. 1, 3, 11, 12, 13.

Czarnomski W.
Untersuchung des Zustandes der im Baltischen Meere im Hafen von Libau versenkten Versuchs- und Baublöcke (**8**) $XVII_1$.
Diskussion B, p. 83.

Digitized by Google

Damour A.
Die mechanische Prüfung des Gußeisens nach den bei anderen Metallen üblichen Verfahren (**9**) VI_1.
Diskussion A, p. 98, 101, 112.

Dänische staatliche Versuchsanstalt.
Über Holzbiegeproben (**9**) $XXIII_2$.
Diskussion C, p. 22, 34.

Danforth R. H.
Diskussion A, p. 136.

Dannerth Fr.
Diskussion C, p. 65, 73, 78.

Davidenkoff N.
Studie über die Theorie eines Apparates für Schlagzerreißproben und über die Versuchsfehler bei Verwendung dieses Apparates (**10**) IV_7.
Diskussion A, p. 11, 49, 52, C, p. 99.

Deforge und Lombard.
Die Einwirkung des Meerwassers auf die hydraulischen Bindemittel (**10**) $XVII_2$.
Diskussion B, p. 82.

Denny A.
Diskussion A, p. 35, 53, 136, 138, 166, 167.

Derihon M.
Einige Beobachtungen über die Brüchigkeitsprobe (**9**) IV_3.
Diskussion A, p. 7, 10, 27.

Deutscher Ausschuß für Eisenbeton.
Übersicht über die seit dem V. Kongreß, Kopenhagen 1909, unternommenen wissenschaftlichen Versuche und Versuche zur Kontrolle der Bauausführung auf dem Gebiete des Eisenbetonbaues in Deutschland (**11**) XII_{1a}.

Devries R. P.
Die Zugfestigkeit von Flußstahl in ihrer Beziehung zur magnetischen und anderen Härteprüfungen (**10**) IX_2.
Diskussion A, p. 65.

Dix J. A.
Begrüßungsrede, I. Vollversammlung, p. 4.

Douty D. E.
Diskussion A, p. 65, C, p. 65, 69, 70, 73, 74, 75, 76, 78.

Dudley P. H.
Erprobung von Schienen auf Dehnung und Zähigkeit mittels der Schlagprobemaschine (**11**) X_7.
Diskussion A, p. 72.

Duryee E.
Diskussion B, p. 19, 86, 87.

Dyckerhoff A.
Diskussion B, p. 10, 26, 45, 57, 62.

Digitized by Google

Emperger F. v.
Bauunfälle im Eisenbetonbau (8) XII_2.
Diskussion B, p. 103.
Elliot G. K.
Diskussion A, p. 96.
Fábry S.
Die Änderung der mechanischen Eigenschaften und der Struktur einiger zwischen 600° bis 1000° C ausgeglühter Werkzeugstähle (10) VII_4.
Diskussion A, p. 113.
Fea L.
Mechanische Versuche mit Spezialstählen für Schiffbauten (11) I_1.
Über die praktische Bestimmung der Viskosität von Ölen (13) XXI_2.
Diskussion A, p. 113, C, p. 44, 57.
Feret R.
Untersuchung der Windsichtung als Mittel zur quantitativen Bestimmung der feinsten, in pulverartigen Substanzen enthaltenen Partikeln (11) XV_2.
Diskussion B, p. 3, 11, 24, 33, 52, 61, 63, 78.
Fergusson J. und Sharp J. (siehe Sharp J. und Fergusson J.).
Fock A.
Prüfungsverfahren für Straßenbaumaterial in Ungarn (13) $XXVI_{1c}$.
Diskussion C, p. 56.
Force H. J.
Diskussion B, p. 91.
Forge de und Lombard (siehe Lombard und Forge).
Forrest C. N.
Diskussion C, p. 13, 14.
Foß A. (Vorsitzender der Sektion B, p. 89—94.)
Diskussion B, p. 61, 87, 109, 110.
Fowler G. L.
Diskussion C, p. 48, 89.
Frémont Ch.
Kerbschlagprobe mit Metallen (9) IV_2.
Eine neue mechanische Untersuchungsmethode für Gußeisen (9) VI_3.
Neues Verfahren zur Prüfung von geschweißtem Material (10) $VIII_1$.
Neues Verfahren zur Prüfung von Stahldrähten (9) X_2.
Neues Prüfungsverfahren für Flußeisenröhren (10) X_3.
Neues Prüfungsverfahren für Nieteisen (8) X_4.
Diskussion A, p. 6, 27, 45, 47, 111, 134.
Friedrich E.
Diskussion B, p. 78.
Fulweiler H.
Diskussion C, p. 13.
Gagarin A., Fürst.
Automatische Registrierung der Beziehung zwischen Druckkraft und Deformation der Materialien während des Schlages (9) IV_8.
Diskussion A, p. 80, 114.

Digitized by Google

Gaines R. H.
Diskussion B, p. 104, 105.
Gallander O.
Über die Bestimmung der Tiefe von Rissen in Materialien, welche die Elektrizität leiten (**11**) IX_7.
Diskussion A, p. 79.
Gary M.
Prüfung der Festigkeit unter Benützung von Prismen, hergestellt aus plastischem Mörtel (**9**) $XIII_2$.
Beschleunigte Prüfung der Raumbeständigkeit von Portlandzementen (**9**) XIV_2.
Bewährung kochunbeständiger Zemente in der Praxis (**13**) XIV_6.
Aufsuchung eines Verfahrens zur Bestimmung des feinsten Mehles im Portlandzement (**11**) XV_1.
Diskussion B, p. 2, 9, 28, 30, 31, 35, 40, 70, 76, 79, 92, 94, 109, 111, 113.
Gassier M.
Über die mechanische Festigkeit und das Verhalten im Meere von Mörteln aus gestoßenem Sande, verglichen mit Mörteln aus Seesand (**11**) $XVII_3$.
Diskussion B, p. 108.
Geßner A.
Kerbschlagproben mit zähen Stahlsorten (**9**) IV_4.
Diskussion A, p. 6.
Glassford J. und Campbell W. (siehe Campbell W. und Glassford J.).
Goldbeck A. T. (und Jackson F. M.) (siehe Jackson F. M. und Goldbeck A. T.).
Goodrich E. P.
Diskussion B, p. 75.
Gottrau H. v. (und Schüle F.) (siehe Schüle F. und Gottrau H. v.).
Gottsch F.
Diskussion C, p. 68, 69, 77.
Gram J.
Diskussion C, p. 94.
Grard C.
Die industrielle Anwendung der mikroskopischen Metallographie zur Kontrolle der Bearbeitung von Kupfer und Messing (**11**) II_{15}.
Untersuchungen über die Härte des Stahles (**9**) III_2.
Diskussion A, p. 4, 115.
Greger O.
Über den Zusammenhang zwischen der Streckgrenze und der Knicklast bei Stäben desselben Materials (**11**) $XXVIII_8$.
Diskussion C, p. 96, 97, 110.
Grittner A.
Wasserdichter Beton (**8**) XX_2.
Diskussion B, p. .
Grutterink J. A. (Beitrag zum Kommissionsbericht über Wetterbeständigkeit von Steinen XIX_1). Diskussion B, p. 65.
Guillery R.
Über Härteproben und Proben zur Bestimmung der Elastizitätsgrenze und der spezifischen Schlagarbeit (**11**) III_5.
Diskussion A, p. 3.

Digitized by Google

Guillet L.
Grundsätze für Übernahmsbedingungen von Kupfer (**11**) XI_2.
Diskussion A, p. 120.

Hall Cl.
Die Notwendigkeit einheitlicher Prüfung von Explosivstoffen (**13**) $XXVII_3$.
Diskussion C, p. 37, 56.

Hall J. H.
Diskussion A, p. 28.

Hambloch A.
Über den Einfluß fehlerhafter Mörtelmischung (**11**) XIX_4.
Diskussion B, p. 64.

Hanisch A.
Wetterbeständigkeit der Bausteine (**11**) XIX_1.
Prüfungsverfahren für Straßenbaumaterial in Österreich (**13**) $XXVI_{1b}$.
Diskussion B, p. 65. C, p. 56.

Hanna W. C.
Diskussion B, p. 5 6, 14, 31, 36, 58, 85.

Hannover H. I.
Prüfungsverfahren für Straßenbaumaterial in Dänemark (**13**) $XXVI_{1d}$.
Zur Frage der Reibung zwischen den parallelen Endflächen eines gedrückten Körpers und den Druckplatten (**11**) $XXVIII_7$.
Diskussion A, p. 185, C, p. 65, 90.

Hänsel P.
Diskussion B, p. 28.

Harbord F. W.
Diskussion A, p. 168.

Hatt W. K. (Vorsitzender der Sektion C, p. 17—37.)
Diskussion A, p. 49, C, p. 28, 34, 35.

Herreshoff J. B.
Diskussion A, p. 120.

Heyn E.
Bericht über die Fortschritte der Metallographie seit Beginn des Jahres 1909 bis zum Ende des Jahres 1911 (**11**) II_1.
Diskussion A, p. 5, 9, 24, 36, 40, 57, 65, 66, 138, 166, 169, 171.

Hibbard H. D.
Die festen nichtmetallischen Verunreinigungen im Stahl (Sonims) (**13**) II_{10}.
Diskussion A, p. 2, 13, 21, 27, 76, 162.

Hinrichsen F. W.
Bericht über den gegenwärtigen Stand der Kautschukanalyse (**8**) $XXII_1$.
Diskussion C, p. 77.

Hirschwald J. (siehe XIX_1).
Diskussion B, p. 65, 71.

Hoffmann O.
Antrag auf Prüfung von Steinzeugröhren (**13**) XXX_3.
Diskussion C, p. 109.

Digitized by Google

Holde D. (und Marcusson J.).
Vorschläge für die Begriffsbestimmung des Bitumens (**11**) XXV_1.
Diskussion C, p. 14.

Hönigsberg O.
Diskussion A, p. 121.

Howard J. E.
Bericht über die Fortschritte bei der Erprobung von Stahlschienen (**9**) X_8.
Prüfung von Eisenkonstruktionen (**10**) X_{11}.
Diskussion A, p. 72, C, p. 104.

Howe J. A.
Beitrag zum Kommissionsbericht über Wetterbeständigkeit der Steine, siehe XIX_1.
Diskussion B, p. 65, 73.

Howe H. M. (Präsident des Kongresses und Vorsitzender in den Vollversammlungen.)
Anhang zum Bericht II_3.
Festrede, I. Vollversammlung, p. 10.
Diskussion A, p. 13, 29, 39, 59, 80, 144, 148, 164, 166, 167, 168, 169, 175, 179.

Howe H. M. (und Levy A. G.).
Die Lebensgeschichte des voreutektoidischen Zementites (**13**) II_4.
Diskussion A, p. 179.

Howe H. M. (und Sauveur A.).
Die Nomenklatur der mikroskopischen Gefügebestandteile von Stahl und Gußeisen (**13**) II_7. Diskussion A, p. 175.
Einheitliche Nomenklatur für Eisen und Stahl (**13**) XI_4.
Diskussion A, p. 148.

Hubbard Pr.
Über den Gehalt an Bindestoff für bituminöse Schotterdecken (**11**) XXV_2.
Diskussion C, p. 12.

Humphrey R. L.
Diskussion B, p. 12, 15, 26, 29, 44, 53, 55, 60, 93, 114.

Hunt R. W. (Vorsitzender der Sektion A).
I. Vollversammlung, p. 1.
Gewähr für fehlerfreie Stahlschienen (**13**) X_{10}.
Diskussion A, p. 25, 44, 74, 78.

Jackson F. M. (und Goldbeck A. T.).
Die physikalische Prüfung von Schotter für Eisenbahngleisbettungen (**13**) XIX_5. Diskussion B, p. 74.

Jacobsen A.
Diskussion C, p. 47, 48, 50, 54, 55, 61, 65, 67, 74.

Janka G.
Härteprüfung des Holzes mittels Kugeldruckverfahrens (**13**) $XXIII_3$.
Diskussion C, p. 21.

Jewett J. Y.
Versuche des Meliorationsbauamtes der Amerikanischen Bundesregierung mit Betonmaterialien (**13**) XX_4. Diskussion B, p. 25.

Digitized by Google

Job R.
Vortrag, Typen von Schienenmängeln und Mittel zur ihrer Entdeckung. A, p. 81.
Jollibois P.
Über einige Phosphormetalle (**10**) II_{13}.
Diskussion A, p. 115.
Joosting P.
Diskussion B, p. 63.
Kail J.
Über Prüfungsverfahren für Gießerei-Roheisen (**9**) VI_2.
Diskussion A, p. 99.
Kaiser E.
Diskussion B, p. 72.
Kareischa S.
II. Vollversammlung, p. 7.
Karsten A. C.
Bemerkungen zu den dänischen Liefervorschriften für schmiedeeiserne Rohre für Dampf-, Gas- und Wasserleitungen (**11**) XI_3.
Diskussion A, p. 45.
Kirsch B.
Bericht über die Untersuchungen von armiertem Beton in Österreich (**11**) XII_{1b}.
Antrag auf Überprüfung der vom IV. Kongreß empfohlenen Prüfungsverfahren (**11**) XXX_1.
Diskussion C, p. 72, 81, 85, 86, 88, 89, 95, 96, 100, 103, 106.
Kloes J. A. v. d.
Untersuchung des Einflusses der Mörtelzusammensetzung und der Qualität der Bausteine auf die Wetterbeständigkeit des Mauerwerkes (**11**) XIX_3.
Diskussion B, p. 63, 64.
Kommers J. B.
Dauerversuche I. Untersuchung über eine für die Praxis brauchbare Dauerprobe (**13**) V_{4a}.
Dauerversuche II. Vorschlag für einen Qualitätsfaktor und für eine Normenprobe mit Versuchsergebnissen unter Verwendung von verschiedenen Materialien (**13**) V_{4a}.
Diskussion A, p. 68.
Kreuzpointner P.
Diskussion A, p. 37.
Labordère P. (und Anstett F.).
Mitteilung über die Werkzeuge zur Prüfung von Pflastermaterialien (**10**) XIX_2.
Über die Mittel zur Erhöhung der Widerstandsfähigkeit von Pflasterungshölzern (**10**) $XXIII_4$.
Bericht über Farbprüfungen (**10**) $XXIV_2$.
Diskussion B, p. 75, C, p. 7, 8, 9, 10, 15, 22, 28, 29, 30, 33.
Land E. S.
Diskussion C, p. 6.

Digitized by Google

Lanza G.
Die amerikanischen Fortschritte in der Prüfung von Stückproben und in der Prüfung von Lokomotiven (**13**) $XXIX_4$.
Diskussion A, p. 46.

Lawson P. R. (und Capp J. A.).
Thermo-elektrische Anzeichen von Zugbeanspruchungen als Prüfmethode (**13**) IX_8.
Diskussion A, p. 140.

Le Chatelier H.
Bildung von Legierungen durch Übereinanderlagerung (**8**) II_{12}.
Diskussion A, p. 5, 116, B, p. 36.

Lender R.
Diskussion C, p. 6.

Lesley R. W. (Vorsitzender der Sektion B).
Diskussion B, p. 5, 11, 35, 36, 53, 80, 83, 113.

Levy A. G. und Howe H. M. (siehe Howe H. M. und Levy A. G.).

Lombard und Deforge.
Die Einwirkung des Meerwassers auf die hydraulischen Bindemittel (**10**) $XVII_2$.
Diskussion B, p. 82.

Lothrop M. T. (und Bulley C. R.).
Einheitliche Vergrößerungen für Mikrophotographien (**11**) II_{18}.
Diskussion A, p. 176.

Lynch T. D.
Diskussion A, p. 120.

Lyon F.
Eine Schnellprobe auf die relative Angreifbarkeit von Eisensorten in Wasser und wässerigen Lösungen (**11**) $XXIV_5$.
Diskussion A, p. 35, 45.

Malaval M.
Über die Bruchfestigkeit zylindrischer Röhren (**11**) X_5.
Diskussion A, p. 67.

Marcusson J. (und Holde D.) (siehe Holde D. und Marcusson J.).

Marburg E.
II. Vollversammlung p. 8.

Martens A.
I. Vollversammlung, p. 1.
II. Vollversammlung, p. 7.
Grundsätze für die Organisation des öffentlichen Materialprüfungswesens (**8**) $XXIX_1$.
Über den Zuverlässigkeitsgrad von Prüfstellen, Prüfmaschinen und Festigkeitsversuchen im Materialprüfungswesen (**9**) $XXIX_5$.
Antrag auf Beseitigung des Kopenhagener Kongreßbeschlusses bezüglich der Le Chatelier-Probe (**13**) XXX_5.
Wetterbeständigkeit der Bausteine (**13**) XXX_6.
Diskussion A, p. 165, 166, 168, B, p. 44, 69, 72, C, p. 79, 106.

Digitized by Google

Memmler K.

Gegenwärtiger Stand der mechanischen Kautschukprüfung nach den im Königlichen Materialprüfungsamte zu Berlin-Lichterfelde gewonnenen Versuchserfahrungen (**9**) $XXII_2$.

Diskussion C, p. 63, 66, 69, 70, 73, 74, 77, 80.

Merriman M. (Vorsitzender der Sektion C).

Diskussion C, p. 20, 21.

Mesnager A.

Über ein Mittel, Schienenbrüche im voraus zu erkennen (**10**) X_6.

Einheitliche Prüfungsverfahren für Straßenbaumaterial (**13**) $XXVI_1$.

Benennung einiger technischer Begriffe (**10**) $XXVIII_1$.

Über die Anwendung der künstlichen Doppelbrechung des Glases zur Erforschung der inneren Spannungen in festen Körpern (**11**) $XXVIII_5$.

Vortrag über innere Kräfte A 182.

Vortrag über poröse Metalle A 185.

Diskussion A, p. 4, 35, 54, 71, 112, 168, C, p. 56, 80, 81, 85, 87, 89.

Miller R. P. (und Woolson I. H.) (siehe Woolson I. H. und Miller R. P.).

Misángyi W.

Der Unterschied zwischen der zähen und bildsamen Formänderung (**10**) $XXVIII_3$.

Diskussion C, p. 90.

Moldenke R. (Schriftführer der Sektion A).

Kommerzielle Bestrebungen bei Ausführung von schmiedbarem Guß (**11**) VI_7.

Diskussion A, p. 34, 45, 49, 68, 96, 97, 110, 113, 174.

Moore H. F. (Schriftführer der Section C).

Die physikalische Bedeutung der Elastizitätsgrenze (**10**) $XXVIII_6$.

Diskussion C, p. 98, 99.

Müller H.

Antrag zum Kongreßberichte XIV_3 über die Kochprobe und die Raumbeständigkeit des Portlandzement bei trockener Lagerung von Prof. Schüle (**13**) XXX_7.

Diskussion B, p. 12, 43, 44, 87, 105.

Nivet A. N.

Diskussion B, p. 84.

Nolly H. de (und Veyret).

Untersuchung der aus den Zementierungsmitteln entweichenden Gase (**10**) VII_5

Über die magnetischen Eigenschaften der im Dynamobau verwendeten Eisenbleche (**9**) IX_5.

Verfahren zur Schnellbestimmung des Kohlenstoffgehaltes von Flußeisen, Stahl, Gußeisen und Ferrolegierungen (**8**) X_1.

Diskussion A, p. 69, 113, 114. (Siehe auch Verzeichnis der Druckfehler und Berichtigungen.)

Nusbaumer E. (und Portevin A.) (siehe Portevin A. und Nusbaumer E.).

Oebbeke R.

Beitrag zum Kommissionsbericht über Wetterbeständigkeit der Steine XIX_1. Diskussion B, p. 65.

Digitized by Google

Panetti M.
Diskussion C, p. 38, 56, 59, 60.
Paris-Lyon-Mediterranée-Eisenbahn.
Mikrographische Studien (8) II_{11}.
Spezifische Schlagarbeit (9) IV_5.
Diskussion A, p. 177.
Pecoraro N.
Experimentalproben mit Weißmetallen für Maschinen (13) II_{16}.
Diskussion A, p. 117.
Perrine H.
Diskussion A, p. 129.
Petersen Mayntz.
Bestimmung des feinsten Mehles im Portlandzement (11) XV_3.
Diskussion B, p. 1.
Porter J. J.
Typisch amerikanische Verwendungsarten des Gußeisens und die auf sie anwendbaren Prüfverfahren (11) VI_6.
Diskussion A, p. 98.
Portevin A. und Nusbaumer E.
Bemerkungen über die Abnützung der Bronzen (8) III_4.
Diskussion A, p. 120.
Poulsen A.
Diatomeenerde als Puzzolan für Zement (10) XVI_1.
Diskussion B, p. 13, 15, 24, 46, 64, 65, 85.
Powers W. A.
Diskussion C, p. 76.
Prendergast W. A.
Begrüßungsrede, I. Vollversammlung, p. 6.
Probst E.
Diskussion B, p. 77, 80, 103, 104.
Probst E. (und Scheit H.) (siehe Scheit H. v. und Probst E.).
Reeve Ch. S.
Einfluß des Durchmessers des Bitumenbehälters auf das Ergebnis des Eindringversuches (11) XXV_3.
Diskussion C, p. 12.
Reitler E. (Generalsekretär).
Rückblick auf den VI. Kongreß.
Das österreichische technische Versuchsamt (13) $XXIX_3$.
Diskussion C, p. 80.
Rejtö A.
Das Verhältnis der Biegekraft zur jeweiligen Spannung oder Härte (10) $XXVIII_3$.
Diskussion A, p. 62, 67, 114, C, p. 91, 93, 94, 95, 96.
Richards J. W.
Diskussion A, p. 23.
Richardson Cl.
Diskussion C, p. 15.

Digitized by Google

Rieppel A. v.
Internationale Liefervorschriften für Eisen und Stahl (**13**) XI_1.
Diskussion A, p. 45.
Rinald C. D.
Diskussion C, p. 10, 11, 27, 28, 31, 33, 94, 108.
Robertson L. S.
Diskussion A, p. 175, B, p. 110.
Robin F.
Die Umwandlung des Eisens unterhalb 700° (**8**) II_5.
Die Nützlichkeit einer metallographischen Nomenklatur (**8**) II_6.
Abschleifversuche mit Stahl (9) III_6.
Über einige mechanische Eigenschaften der Metalle bei höheren Temperaturen (**9**) VII_2.
Veränderung der Härte der Stähle mit der Temperatur (**10**) VII_3.
Diskussion A, p. 3, 70, 145, 175 177, 178.
Rodman H. B.
Diskussion C, p. 79.
Roos af Hjelmsäter J. O.
II. Vollversammlung p. 2.
Dauerversuche mit Maschinenstahl (**9**) V_a.
Einige statische und dynamische Dauerproben (**9**) V_{2b}.
Diskussion A, p. 58, 64.
Rosenhain W.
„Schlacken-Einschlüsse." (**10**) II_2.
Diskussion A, p. 11, 26, 36, 51, 61, 117, 120, 125, 126, 131, 137, 138, 141.
Rudeloff M.
Über Holzprüfung (**13**) $XXIII_1$.
Diskussion C, p. 29, 35, 106.
Sachs E. O.
Die Feuersicherheit von Beton und Eisenbeton (**11**) $XXVII_1$.
Some Notable British Tests Regarding the Strength of Reinforced Concrete (**11**) XII_{1d}. Diskussion B, p. 83, 89, C, p. 37.
Saladin E.
Discussion A, p. 4, 6.
Saniter E. H.
Härteprüfung und Widerstand gegen mechanische Abnützung (**9**) III_1
Diskussion A, p. 1, 3, 22.
Sauveur A.
Bemerkungen über das Wachsen der Ferritkristalle unterhalb ihres thermischen Umwandlungspunktes (**11**) II_6.
Diskussion A, p. 141, 148.
Sauveur A. (und Howe H. M.) (siehe Howe H. M. und Sauveur A.).
Scheit H. v.
Diskussion, B, p. 16.
Scheit H. (und Probst E.).
Untersuchungen an durchlaufenden Eisenbetonkonstruktionen (**11**) XII_3.
Diskussion B, p. 103, 104.

Digitized by Google

Schmid A.
Über den Einfluß der Stabform und der Behandlung des Metalles auf die Resultate bei der Kerbschlagbiegeprobe (8) IV_6.
Diskussion A, p. 6, 34.
Schneider & Co., Creuzot.
Beitrag zur Kenntnis der Beziehungen zwischen der Temperatur und den magnetischen Eigenschaften des Eisens und des Stahles (11) IX_4.
Diskussion A, p. 66.
Schott F.
Diskussion B, p. 10, 26, 51, 62.
Schüle F.
Recherches expérimentales sur le béton armé en Suisse (11) $XII_{1f.}$
Verhältnis zwischen der Festigkeit und der Elastizität des auf Druck beanspruchten Betons (8) XII_4.
Einheitliche Prüfung hydraulischer Bindemittel mittels Prismen. — Normalsand (9) $XIII_1$.
Die Kochprobe und die Raumbeständigkeit des Portlandzementes bei trockener Lagerung (9) XIV_3.
Diskussion B, p. 4, 5, 10, 32, 56, 71, 76, 77, 93, 108, C, p. 86, 89, 90.
Schüle F. (und Brunner Ed.).
Über eine neue Methode zum Vergleichen der Angaben von Prüfungsmaschinen (8) $XXIX_4$. Diskussion C, p. 89.
Schüle F. (und Gottrau H. v.).
Die Bedeutung des feinsten Mehles im Portlandzement (11) XV_4.
Diskussion B, p. 4.
Schuyler M.
Diskussion C, p. 41, 91, 93, 94.
Sharp J. und Fergusson J.
Diskussion B, p. 96.
Sharp C. H.
Diskussion C, p. 67.
Shore A. F.
Diskussion C, p. 100.
Skinner C. E.
Diskussion A, p. 117, 124, 126, C, p. 68, 101.
Skougard H.
Prüfungsverfahren für Straßenmaterial in Norwegen (13) $XXVI_{1f.}$
Diskussion C, p. 56.
Smith G.
Diskussion B, p. 50, 92.
Snitsler J. E.
Diskussion A, p. 7.
Snow J. P. (Vorsitzender der Sektion A, p. 53—70, 140—182.)
Über amerikanische Schienenverhältnisse (11) X_9.
Diskussion A, p. 71.
Souther H. (Vorsitzender der Sektion A_2 [Gußeisen und Sonderstähle]).
Diskussion A, p. 56, 68, 97, 112.

Digitized by Google

Spackman H. S.
Diskussion B, p. 23, 29, 55, 107.
Speller J. N.
Vergleiche zwischen der Brauchbarkeit von Rohren aus Gußeisen und weichem Flußeisen als Wasserleitungen in den Vereinigten Staaten (**11**) $XXIV_4$.
Diskussion A, p. 38, 39, 47, 139.
Spencer Ch. B.
Diskussion A, p. 129.
Spring L. W. (und Bregowsky J. M.) (siehe Bregowsky J. M. und Spring L. W.).
Stanton T. E.
Neuere Untersuchungen über den Widerstand der Metalle gegen abwechselnde Beanspruchungen, ausgeführt im National Physical Laboratory zu Teddington (England) (**9**) V_1.
Diskussion A, p. 69.
Stead J. E.
Über das Zusammenschweißen von Blasen und Hohlräumen in Stahlblöcken (**11**) II_3.
Untersuchung über den Einfluß der Form des Probestabes auf die mechanischen Eigenschaften des Gußeisens (**8**) VI_4.
Diskussion A, p. 71, 80, 98.
Stock B. (siehe Burchhartz C. und Stock B.).
Stone G. C.
Diskussion A, p. 120.
Suenson E.
Reinforced Concrete Tests Made in Denmark (**11**) XII_{1c}.
Diskussion B, p. 94 108.
Swain G. F. (Vorsitzender der Sektion B, p. 63—75.)
Talbot A. N. (Vorsitzender der Sektion C, p. 80—95.)
On the Investigations in Reinforced Concrete in the United States of America (**11**) XII_{1c}.
Diskussion B, p. 95, 104, C, p. 90, 104, 107, 108.
Tanaka Shohe.
Diskussion C, p. 11, 29, 30, 31, 32, 33, 34.
Tannhäuser F.
Diskussion B, p. 74.
Thompson G. W.
Die Volumenauffassung bei der Prüfung von Anstrichmaterialien (**11**) $XXIV_3$.
Diskussion C, p. 2, 3, 4, 9.
Thompson S. E.
Diskussion B, p. 106.
Thomson R.
Diskussion B, p. 96, 100.
Tiemann H. D.
Diskussion C, p. 23.

Digitized by Google

Tjaden M. E. H.
Prüfungsverfahren für Straßenbaumaterial in den Niederlanden (**13**) $XXVI_{1g}$.
Diskussion C, 56.
Tschernoff.
Diskussion A, p. 128.
Tucker F.
Diskussion B, p. 11.
Unwin W. C.
II. Vollversammlung, p. 7.
Diskussion A, p. 55.
Verein Deutscher Portlandzement-Fabrikanten.
Antrag auf Festsetzung eines einheitlichen SO_3-Gehaltes im Portlandzement (**9**) $XVII_1$.
Diskussion B, p. 57.
Veyret (und Nolly de) (siehe Nolly de und Veyret).
Wagner H.
Diskussion B, p. 18, 24, 65.
Waldo R.
Diskussion A, p. 140.
Warren W. H.
Festigkeit, Elastizität und andere Eigenschaften der Harthölzer aus Neusüdwales (**13**) $XXIII_6$.
Diskussion A, p. 2, C, p. 17, 20, 21, 27, 28, 33, 34.
Webster W. R. (Bridgeport).
Wirkung der Kaltbearbeitung von Metallen auf ihre physikalischen Eigenschaften (**13**) VII_6.
Diskussion A, p. 115.
Webster (Philadelphia).
Diskussion A, p. 46.
Weiß P.
Die magnetischen Eigenschaften der Legierungen der ferromagnetischen Metalle Eisen-Nickel, Nickel-Kobalt, Kobalt-Eisen (**11**) II_{17}.
Diskussion A, p. 70.
West Th. D.
Ein Vorschlag zur Herstellung von Versuchsstäben aus härtbarem Guß (Schalenguß) (**10**) VI_5.
Diskussion A, p. 112.
Wickhorst M. H.
Amerikanische Forschungsarbeiten über Schienen, durchgeführt von den Eisenbahnen im Verein mit den Eisenwerken (**11**) X_{11}.
Diskussion A, p. 73.
Wilson H. M.
Diskussion C, p. 67.
Wilson P. H. (Schriftführer der Sektion B).
Wolff E. B.
Diskussion A, p. 50, 104, 177.

Digitized by Google

Wood W.
Diskussion A, p. 99, 111.
Woolson I. H.
Diskussion C, p. 32, 34, 35, 40, 41, 423, 44, 108.
Woolson I. H. (und Miller R. P.)
Amerikanische Feuerproben mit Decken (**13**) $XXVII_2$.
Diskussion C, p. 16, 40.
Wormeley P. L.
Einige Apparate für Zugversuche mit Kautschuk (**11**) $XXII_3$.
Diskussion C, p. 70.
Wyrall C. de.
Elektrolytische Wirkung auf nichtarmierten Beton (**9**) XX_1.
Diskussion A, p. 93, 104
Zielinsky C.
Diskussion A, p. 182.
Zimmerschied K. W.
Diskussion A, p. 96, 176.

Digitized by Google

Digitized by Google

THE IRON AND STEEL INSTITUTE
MAR 27 1911

MITTEILUNGEN
DES INTERNATIONALEN VERBANDES FÜR DIE MATERIALPRÜFUNGEN DER TECHNIK

Erscheinen in zwanglosen Heften, wenigstens 4 mal jährlich, in deutscher, französischer und englischer Ausgabe. Für Mitglieder des Verbandes unentgeltlich.

WIEN,
10. Nov. 1910.
Bd. II. (17) Nr. 2.

Preis dieser Nummer für Nichtmitglieder M 1·—. Kommissionsverlag für die deutsche Ausgabe: J. Springer, Berlin N. 24, Monbijouplatz 3.

Inhalt: Verschiedene Mitteilungen. — Protokoll der XXI. Vorstandssitzung. — Liste der technischen Aufgaben und Kommissionen.

Diese Nummer enthält:

Verschiedene Mitteilungen:
Personalnachrichten. — Neue Subventionen. — Buchanzeigen.
Protokoll der XXI. Vorstandssitzung, abgehalten zu Brüssel am 13. August 1910.
Verzeichnis der Hauptfragen, technischen Aufgaben, Kommissionen und Referenten.

IRON AND STEEL INSTITUTE.
CARNEGIE-STIPENDIEN.
(STIFTUNG ANDREW CARNEGIE).

Der Vorstand des „Iron and Steel Institute" gibt hiermit bekannt, daß im Jahre 1911 mehrere Stipendien dieses Institutes zur Vergebung gelangen. Bewerber, die das 35. Lebensjahr noch nicht erreicht haben, müssen ihr Gesuch auf einem besonderen Formular, welches durch Herrn G. C. Lloyd, Secretary, Iron and Steel Institute, 28, Victoria Street, London, S. W., zu beziehen ist, vor Ende Februar 1911 einbringen.

Diese Stipendien bezwecken nicht die gewöhnlichen Studien zu erleichtern, sondern vielmehr Bewerbern, die ihre Studien bereits vollendet haben oder die in industriellen Etablissements ausgebildet worden sind, die Möglichkeit zu bieten, Untersuchungen auf eisenhüttenmännischem oder einem verwandten Gebiete durchzuführen, welche dessen Entwicklung oder seine Anwendung in der Industrie fördern könnten. Die Wahl des Ortes, wo die fraglichen Untersuchungen ausgeführt werden sollen (Universitäten, technische Lehranstalten oder Werke) wird nicht beschränkt, vorausgesetzt, daß der gewählte Ort für die Durchführung metallurgischer Untersuchungen entsprechend eingerichtet ist.

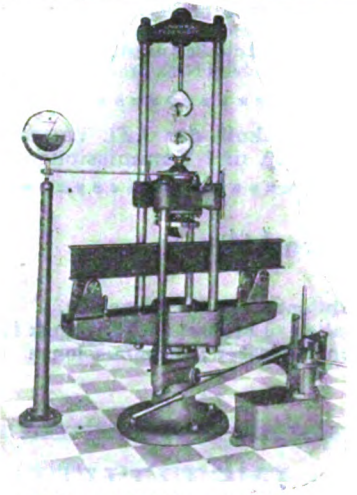
Digitized by Google

Mannheimer Maschinenfabrik

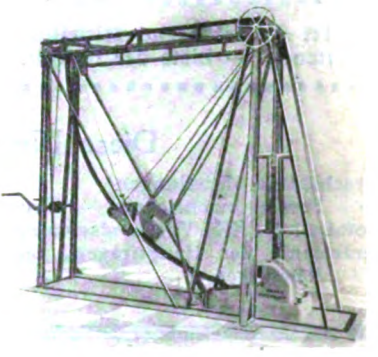
MOHR & FEDERHAFF, MANNHEIM (Baden).

Spezial-Fabrik für

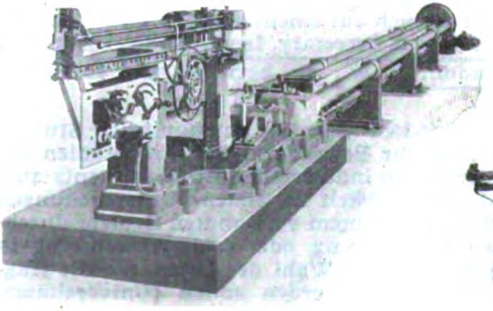
Materialprüfungs-Maschinen.



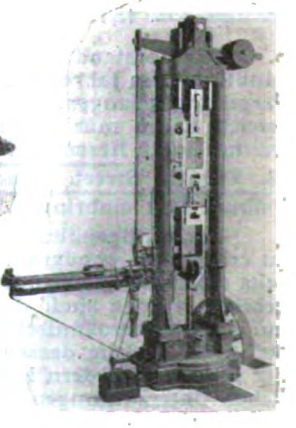
Universal-Prüfungsmaschine mit Meßdose.



Pendel-Schlagwerk, „System Charpy".



Liegende Prüfungsmaschine mit elektrischem Antrieb.



50-t. Zerreißmaschine mit Laufgewichtswaage.

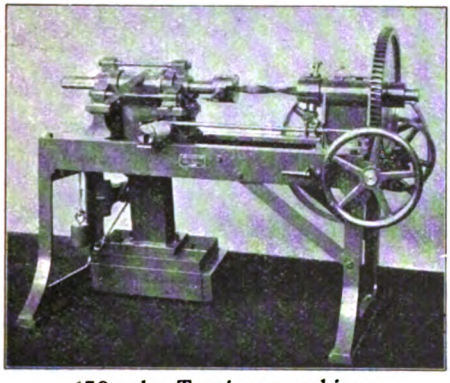
Digitized by Google

J. AMSLER-LAFFON & SOHN

in Schaffhausen (Schweiz).

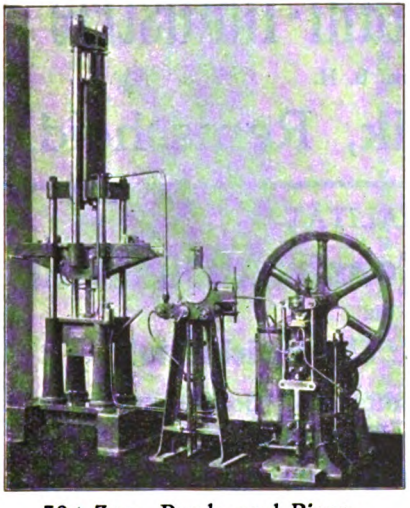
Materialprüfungs-Maschinen

in allen Größen

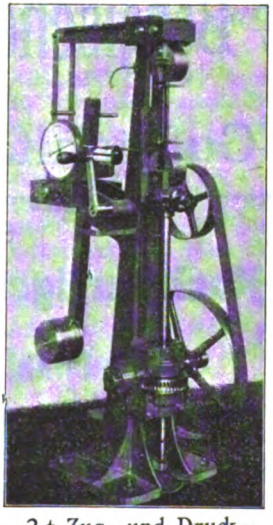


150 m kg Torsionsmaschine.

für Metalle,
Zement, Beton,
Stein, Holz etc.
auf Zug, Druck,
Biegung, Torsion,
Schlag, Härte,
Abnützung,
Wasserdurch-
lässigkeit etc.



50 t Zug-, Druck- und Biege-
maschine.



2 t Zug- und Druck-
maschine.

Digitized by Google

WILLIAM SELLERS & Co. INCORPORATED

Philadelphia, U. S. A.

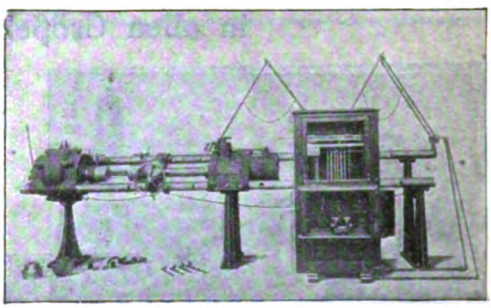
LABOR-SAVING MACHINE TOOLS

TRAVELLING & SWING CRANES

Hydraulic Testing Machine

For the accurate testing of metals.

In use by the United States Government.



TURNTABLES, INJECTORS, SHAFTING ETC.

Bergische Stahl-Industrie

G. m. b. H.

Gußstahlfabrik, Remscheid.

SPEZIALITÄT

Hochwertiger Konstruktionsstahl

als

Nickelstahl bis 40% Nickel **Chromnickelstahl**

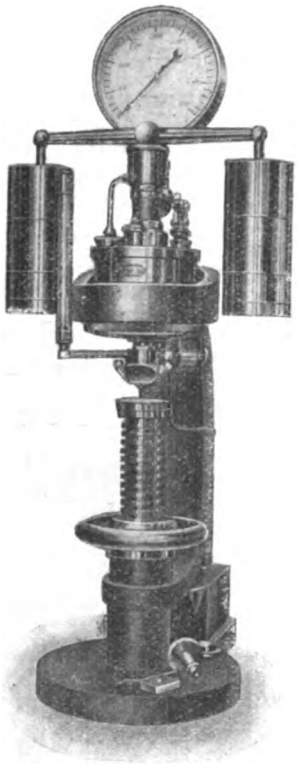
für Automobile, Luftschiffe, Boots- und allgemeinen Maschinenbau.

Garantie für zuverlässiges und erstklassiges Material.

Goldene Staatsmedaille Düsseldorf 1902: Goldene Ausstellungsmedaille.
Arbeiterzahl zirka 2000.

Digitized by Google

Apparate zur Bestimmung der Härte an Metallen.



Bereits geliefert an die bedeutendsten Materialprüfungsanstalten, Stahlwerke, Schiffswerften, Eisenbahnen, Militärbehörden, Waffen- und Geschoßfabriken, Automobilfabriken, Werkzeugfabriken etc. der ganzen Welt.

Genaue Resultate, selbst wenn das Manometer unrichtig anzeigt. Ausführlicher Prospekt, Gutachten der Kgl. Materialprüfungs-Anstalt zu Gr.-Lichterfelde, sowie der Kgl. Techn. Hochschule zu Stockholm, nebst Referenzenliste auf Verlangen.

ALLEIN-VERKÄUFER
für

DEUTSCHLAND: Hugo Appeltofft, schwed. Konsul, Mercatorstr. 164, Duisburg a. Rh.

BELGIEN: Philippe & L. Jean Berger, Charleroi.

GROSSBRITANNIEN: J. W. Jackman & Co. Ltd., Caxton House Westminster, London SW.

ITALIEN: A. C. Zambelli, C. Raffaello 20, Turin.

HOLLAND: Wynmalen & Hausmann, Glashaven 2, Rotterdam.

AKTIEBOLAGET ALPHA

STOCKHOLM C 1, Schweden.

Telegrammadresse: AKTIEALPHA, Stockholm.

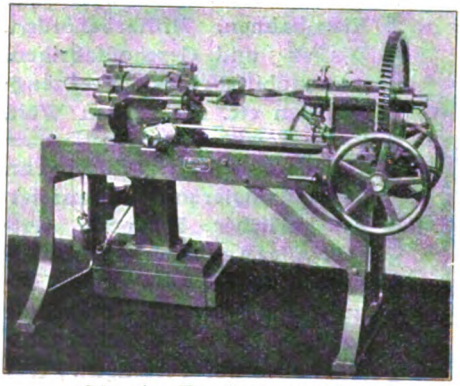
Digitized by Google

J. AMSLER-LAFFON & SOHN

in Schaffhausen (Schweiz).

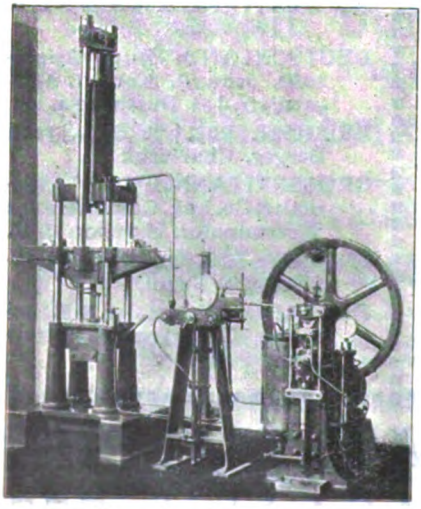
Materialprüfungs-Maschinen

in allen Größen

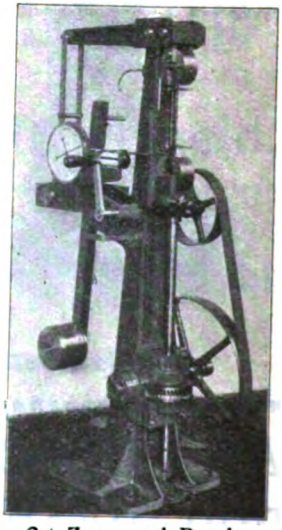


150 m kg Torsionsmaschine.

für Metalle,
Zement, Beton,
Stein, Holz etc.
auf Zug, Druck,
Biegung, Torsion,
Schlag, Härte,
Abnützung,
Wasserdurch-
lässigkeit etc.



50 t Zug-, Druck- und Biege-
maschine.



2 t Zug- und Druck-
maschine.

Digitized by Google

WILLIAM SELLERS & Co. INCORPORATED

Philadelphia, U. S. A.

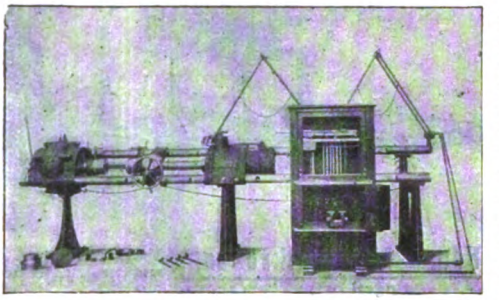
LABOR-SAVING MACHINE TOOLS

TRAVELLING & SWING CRANES

Hydraulic Testing Machine

For the accurate testing of metals.

In use by the United States Government.



TURNTABLES, INJECTORS, SHAFTING ETC.

Bergische Stahl-Industrie

G. m. b. H.

Gußstahlfabrik, Remscheid.

SPEZIALITÄT

Hochwertiger Konstruktionsstahl

als

Nickelstahl bis 40% Nickel **Chromnickelstahl**

für Automobile, Luftschiffe, Boots- und allgemeinen Maschinenbau.

Garantie für zuverlässiges und erstklassiges Material.

Goldene Staatsmedaille Düsseldorf 1902: Goldene Ausstellungsmedaille.
Arbeiterzahl zirka 2000.

Digitized by Google

OPTISCH-MECHANISCHE WERKE

C. REICHERT, WIEN, VIII/2

Gegründet
□ 1876 □

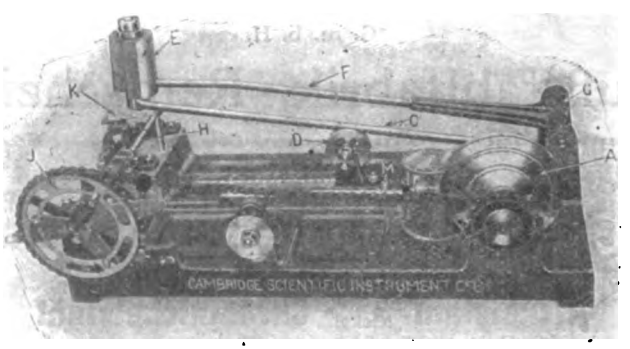
Spezialität: Mikroskope und Nebenapparate.

Neues Metallmikroskop. Vollkommenste Einrichtung für Metalluntersuchungen, in den ersten Stahlwerken bereits eingeführt.

Man verlange Preisliste, Kostenvoranschläge und Mikrophotographien.

Metallmikroskope nach REJTÖ. Mikroskop nach BRINELL zur Bestimmung der Härte und Festigkeit von Metallen.

Apparat zur Prüfung von metallischen Probestücken durch wiederholten Schlag.



Vermittelst genannten Apparates werden wiederholte Schläge auf das zu prüfende Metallstück ausgeübt, bis es bricht. Nach jedem Schlag wird das Stück um 180° umgedreht, bleibt aber während des Schlages fest.

Man verlange ausführliche Angaben über die betreffende Maschine.

The Cambridge Scientific Instrument Co. Ltd.,

Cambridge, England.

Herausgeber und Verleger: Internationaler Verband für die Materialprüfungen der Technik, Wien, II/2, Nordbahnstraße 50. — Buchdruckerei Paul Gerin, Wien.

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google

Digitized by Google